

**Einfluß der Mikrostruktur auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten
ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen
in inerter und korrosiver Umgebung**

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur

der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Jürgen Lindigkeit
aus Herne

Bochum 1979



Digitized by the Internet Archive
in 2026

**Einfluß der Mikrostruktur auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten
ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen
in inerter und korrosiver Umgebung**

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur

der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Jürgen Lindigkeit
aus Herne

Bochum 1979



Doktorarbeit eingereicht am: 2.5.1979

Tag der mündlichen Prüfung: 27.6.1979

Referent: Prof. Dr.rer.nat. G. Lütjering

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen

Einfluß der Mikrostruktur auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten
ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen in inerter und
korrosiver Umgebung

Übersicht

Der Einfluß der Mikrostruktur auf das Rißausbreitungsverhalten wurde an drei Al-Zn-Mg-Cu-Legierungen untersucht. Im Vakuum führte dabei eine homogenere Gleitverteilung im allgemeinen zu höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten. Die Ergebnisse wurden diskutiert auf der Basis eines Modells der reversiblen Versetzungsbewegung in der plastischen Zone vor einem Ermüdungsriß. In einer wässrigen NaCl-Lösung erfolgte für alle untersuchten Legierungen und Zustände die Rißausbreitung mit wesentlich höheren Geschwindigkeiten und auch bei kleineren ΔK -Werten als im Vakuum. Es wurde angenommen, daß das Rißausbreitungsverhalten im korrosiven Medium auf den Einfluß von Wasserstoff zurückzuführen ist.

Fatigue Crack Propagation, Microstructure, Environment, Aluminum Alloys

Influence of Microstructure on Fatigue Crack Propagation Behavior of
Age-Hardened Aluminum Alloys in Inert and Corrosive Environment

Summary

The influence of microstructure on crack propagation behavior has been investigated on three Al-Zn-Mg-Cu alloys. In vacuum, an increasing tendency for homogeneous slip distribution generally led to higher crack propagation rates. The results have been discussed on the basis of a model of reversible slip within the plastic zone ahead of a crack tip. For all alloys and conditions investigated crack propagation in an aqueous NaCl-solution occurred with significantly higher propagation rates and also at smaller ΔK -values than in vacuum. It has been assumed that the crack propagation behavior in the corrosive environment can be related to the influence of hydrogen.

Gliederung

	Seite
1. Einleitung	7
2. Experimentelle Methoden	14
2.1 Legierungen und Gefügeeinstellung	14
2.2 Zugversuche	15
2.3 Ermüdungsrißausbreitungsversuche	16
2.4 Mikroskopische Untersuchungen	18
3. Experimentelle Ergebnisse	19
3.1 Mikrostruktur	19
3.1.1 Legierung X-7075	19
3.1.2 Technische Legierungen 7075 und 7475	20
3.2 Zugversuche	21
3.3 Ermüdungsrißausbreitungsversuche	23
3.3.1 Legierung X-7075 mit unterschiedlichen Aushär- tungen	23
3.3.2 Legierung X-7075 mit unterschiedlichen Korn- größen	25
3.3.2.1 Rißausbreitung im Vakuum	25
3.3.2.2 Rißausbreitung im korrosiven Medium	27
3.3.3 Technische Legierungen 7075 und 7475 mit unter- schiedlichen Vorverformungsgraden	29
3.3.3.1 Rißausbreitung im Vakuum	29
3.3.3.2 Rißausbreitung im korrosiven Medium	30
3.3.4 Versuche zum Einfluß der Probendicke auf die Rißausbreitung	31
4. Diskussion	34
4.1 Einfluß der Mikrostruktur auf das Ermüdungsrißaus- breitungsverhalten	34
4.1.1 Einfluß der Aushärtung und der Gleitverteilung auf die Rißausbreitung im Vakuum	34
4.1.2 Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitung im Vakuum und im korrosiven Medium	42
4.1.3 Einfluß der Vorverformung auf die Rißausbreitung im Vakuum und im korrosiven Medium	49
4.2 Einfluß der Probendicke auf das Ermüdungsrißaus- breitungsverhalten	52

	Seite
5. Zusammenfassung	57
6. Schrifttum	62
7. Tabellen	72
8. Bilder	77

1. Einleitung

Unter den Werkstoffen der Luft- und Raumfahrt haben die Aluminiumlegierungen bis heute ihre dominierende Rolle im Zellenbau behaupten können. Der Grund dafür ist hauptsächlich das gute Verhältnis der Streckgrenze zum spezifischen Gewicht bei günstigen Kosten. Die in diesem Einsatzbereich am häufigsten verwendeten Legierungen sind ausscheidungshärtbar und nach ihren Hauptlegierungselementen vom Typ Al-Zn-Mg-Cu (7000er Serie, amerikanische Bezeichnung) und vom Typ Al-Cu-Mg (2000er Serie).

Während bislang die Weiterentwicklung dieser Legierungen auf eine Erhöhung der Streckgrenze und der Duktilität zielte, hat sich in den letzten Jahren das Anforderungsprofil geändert: Angestrebt werden eine Erhöhung der Bruchzähigkeit sowie bessere Korrosions- und Ermüdungseigenschaften ohne eine starke Streckgrenzenerniedrigung [1].

Die Erkenntnisse der Werkstoffwissenschaft über den Zusammenhang zwischen Gefüge und den makroskopischen mechanischen Eigenschaften sind die Grundlage, auf der heute die Optimierung von Werkstoffeigenschaften beruht. Durch eine gezielte Änderung der Mikrostruktur konnte so gegenüber der älteren Legierung 7075 bei neueren Entwicklungen wie den Legierungen 7475 und 7050 durch Verringerung der Eisen- und Siliziumgehalte der Anteil an groben, intermetallischen Einschlüssen reduziert und dadurch die Bruchzähigkeit erheblich gesteigert werden. Das Ersetzen von Chrom durch Zirkon, wie es bei der Legierung 7050 erfolgt, verbessert zusätzlich durch die Bildung kleinerer Teilchen die Bruchzähigkeit. Diese Legierung bietet zudem unter den kommerziellen hochfesten Aluminiumlegierungen die zur Zeit beste Kombination von Streckgrenze, Bruchzähigkeit und Spannungsrißkorrosions-Widerstand [1, 2]. Eine deutliche Verbesserung des Werkstoffverhaltens unter schwingender Beanspruchung ist hingegen in den Aluminiumlegierungen noch nicht in demselben Maß erreicht worden. Um die grundlegenden Mechanismen der Ermüdung zu verstehen, wird der Einfluß der Mikrostruktur auf die Ermüdungseigenschaften seit Jahren an einem breiten Spektrum von Legierungen untersucht [3-27].

In ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen sind die Ausscheidungsteilchen ein wichtiger Gefügeparameter. Größe, Struktur und Volumenanteil dieser Teilchen bestimmen den Grad der Aushärtung und haben einen großen Einfluß auf die Gleitverteilung. Bild 1 zeigt schematisch die beiden Extreme einer homogenen und einer inhomogenen (planaren) Versetzungsverteilung, wie sie, abhängig von der Mikrostruktur, auftreten können [28]. In einem unteralterten Gefüge sind die Ausscheidungsteilchen in der Matrix kohärent und können bis zu einer bestimmten Größe von Versetzungen geschnitten werden. Das Abscheren der Teilchen durch sich bewegendes Versetzungen führt zu einer lokalen Entfestigung in den Gleitebenen und zur Bildung scharfer Gleitbänder, in denen sich die Verformung konzentriert. Der Durchschneidmechanismus, schematisch in Bild 2a gezeigt, führt damit zu einer inhomogenen Gleitverteilung. In einem überalterten Gefüge sind die Ausscheidungsteilchen teilkohärent und werden meist von Versetzungen nach dem Orowan-Mechanismus umgangen (Bild 2b). Dieser Umgehungsmechanismus führt zu einer zusätzlichen Verfestigung in den Gleitebenen und zu einer homogenen Versetzungsverteilung. Inkohärente Teilchen (Größe etwa $0,2\text{ }\mu\text{m}$), die in vielen technischen Aluminiumlegierungen durch das Zulegieren von Chrom oder Mangan zur Kornfeinung entstehen und grobe intermetallische Einschlüsse (Größe etwa $5\text{ }\mu\text{m}$) durch die Verunreinigungselemente Eisen und Silizium werden von Versetzungen ebenfalls nach diesem Mechanismus umgangen. Die kleinen inkohärenten Teilchen führen auch im unteralterten Zustand zu einer homogenen Gleitverteilung.

Die Gleitverteilung beeinflusst nun wesentlich das Verformungs- und Bruchverhalten sowohl unter statischer als auch unter dynamischer Beanspruchung. Ganz allgemein führt dabei unter statischer Beanspruchung eine homogene Gleitverteilung zu besseren mechanischen Eigenschaften als eine inhomogene [28-32]. Der Einfluß der Gleitverteilung auf die Ermüdungsrißbildung wurde von Lütjering, Döker und Munz [3] an der technischen Legierung 2024 und einer hochreinen Laborlegierung gleicher Grundzusammensetzung (X-2024) untersucht. Die technische Legierung zeigte aufgrund ihrer inkohärenten intermetallischen Einschlüsse auch im unteralterten Zustand eine homogenere Gleitverteilung und eine spätere Rißbildung als die Legierung X-2024, bei der diese Einschlüsse fehlen und die

eine inhomogene Gleitverteilung hat. Zum gleichen Ergebnis führte ein Vergleich des Rißbildungsverhaltens der beiden Legierungen 7075 und X-7075 [4]. Hornbogen und Zum Gahr [5] variierten an einer γ -Fe-Ni-Al-Legierung durch unterschiedliche Aushärtungen die Gleitverteilung und untersuchten das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten. Die niedrigsten Rißausbreitungsgeschwindigkeiten als Funktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK zeigte ein unteraltertes Gefüge mit inhomogener Gleitverteilung. Zur Erklärung ihrer Ergebnisse stellten sie ein Modell vor, das auf der Möglichkeit reversibler Versetzungsbewegung in der plastischen Zone vor dem Ermüdungsriß bei einer inhomogenen Gleitverteilung beruht. Speidel [6] zeigte an einem breiten Spektrum von Werkstoffen, daß mit steigendem Elastizitätsmodul der Widerstand gegen Ermüdungsrißausbreitung erhöht wird. Nach einer Normierung der zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren ΔK auf den jeweiligen Elastizitätsmodul fielen alle Rißausbreitungskurven in einem schmalen Streuband zusammen. Albrecht und Lütjering [7] führten Rißausbreitungsmessungen an drei Al-Zn-Mg-Cu-Legierungen mit gleichem Elastizitätsmodul durch. Sie fanden große Unterschiede im Rißausbreitungsverhalten unter Vakuum und zeigten so den zusätzlichen Einfluß der Mikrostruktur auf die Ermüdungsrißausbreitung.

Die mechanischen Eigenschaften bei einsinniger Beanspruchung werden sowohl bei extrem planarer als auch bei homogener Gleitverteilung von der Korngröße beeinflusst, ebenso wenn eine bevorzugte Verformung in weichen, ausscheidungsfreien Zonen entlang von Korngrenzen (PFZ - precipitate free zone) erfolgt. In vielen Fällen folgen Streckgrenze und wahre Bruchspannung als Funktion der Korngröße D dabei einer $D^{-1/2}$ -Beziehung (Hall-Petch-Beziehung) [15, 18, 33-35]. Ursache für den günstigen Einfluß einer kleinen Korngröße ist bei einer planaren Versetzungsverteilung eine verminderte lokale Spannungskonzentration an der Spitze von Versetzungsaufstauungen gegen Korngrenzen durch die Reduzierung von Aufstaulängen mit abnehmender Korngröße, bei bevorzugter Verformung in den PFZ eine geringere lokale Spannungskonzentration an Korngrenzentrampelpunkten durch die abnehmenden Korngrenzenlängen [8]. Der kritische Spannungsintensitätsfaktor für instabile Rißausbreitung nimmt ebenfalls mit abnehmender Korngröße zu [34, 36-38].

Unter schwingender Beanspruchung wurde durch eine Korngrößenreduzierung eine verzögerte Ermüdungsrißbildung und ein verbessertes Dauerschwingverhalten erzielt [8-10], die höhere Lebensdauer bis zum Bruch konnte dabei mit der homogenen Gleitverteilung feinkörniger Gefüge erklärt werden. Untersuchungen über den Einfluß der Korngröße auf die Ermüdungsrißausbreitungsgeschwindigkeit zeigen hingegen recht unterschiedliche Ergebnisse. An einer α -Titanlegierung [11] und in 70-30-Messing [12] wurde kein Korngrößeneinfluß gefunden. Höhere Rißausbreitungsgeschwindigkeiten bei gleichem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor wurden beim Vergleich unterschiedlicher Korngrößen für ein feinkörniges Gefüge in der Legierung 7075 [13]. in α -Titanlegierungen [14, 15] und an einem ferritischen Stahl [16] gemessen, während ein entgegengesetzter Korngrößeneinfluß von Kupfer-Aluminium [17] und einem austenitischen Stahl [18] berichtet wird.

Eine Änderung der Mikrostruktur kann nicht nur durch eine Variation von Aushärtung und Korngröße, sondern auch durch eine plastische Verformung erzielt werden. Eine Kaltverformung nach dem Abschrecken von der Lösungsglühtemperatur und eine darauffolgende Aushärtung (thermomechanische Behandlung) führten zu einer Verbesserung des Dauerschwingverhaltens von Aluminiumlegierungen [19-21], während die Ermüdungsrißausbreitungseigenschaften bei niedrigen Spannungsintensitäten ΔK sich verschlechterten [20]. Untersuchungen über den Einfluß einer plastischen Verformung nach abgeschlossener Wärme- und Aushärtungsbehandlung sind bis jetzt nur selten durchgeführt worden. McEvily et al. [22] fanden bei Ermüdungsrißausbreitungsversuchen an α -Messing nur geringe Unterschiede in den Rißfortschrittsgeschwindigkeiten zwischen einem 75 % kaltgewalzten und einem angelassenen Zustand. Kang und Liu [23] untersuchten den Einfluß einer zyklischen Vorverformung auf den Rißfortschritt an der Legierung 2024-T351. Sie fanden höhere Ermüdungsrißgeschwindigkeiten, wenn bei der zyklischen Vorverformung unter Zug-Schwellbeanspruchung die statische Streckgrenze überschritten wurde. Schijve [24] zeigte an der Legierung 2024-T3, daß schon nach einer Zug-Vorverformung mit 3 % plastischer Dehnung um den Faktor 2 höhere Rißfortschrittsgeschwindigkeiten gegenüber dem unverformten Zustand auftreten. Durch die plastische Dehnung von 3 % wurde die Fließspannung erhöht. Folgt nach dieser Vorverformung weitere

Lastwechselspiele im Zug-Schwell-Bereich mit dieser Fließspannung als Oberspannung, so wurde kein zusätzlicher Einfluß auf die Ermüdungsrißausbreitung gefunden.

Beim Einsatz von Bauteilen unter Betriebsbedingungen kommt der Wirkung des jeweiligen umgebenden Mediums eine besondere Bedeutung zu. Untersuchungen des Umgebungseinflusses auf das statische und dynamische Verhalten sind daher nicht nur von fundamentalem, sondern auch von technologischem Interesse. Dauerschwing- und Ermüdungsrißausbreitungsuntersuchungen wurden lange Zeit üblicherweise in Laborluft durchgeführt. Erst im letzten Jahrzehnt hat sich allmählich die Erkenntnis durchgesetzt, daß schon normale feuchte Luft als umgebendes Medium die Ermüdungseigenschaften von Metallen und Legierungen erheblich beeinflußt. Hartmann [25] zeigte durch Versuche an der Legierung 2024, daß sowohl das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten als auch die Lebensdauer unter Zug-Schwell-Beanspruchung mit zunehmendem Wasserdampfgehalt der Luft verschlechtert werden. Meyn [26] fand an der gleichen Legierung bei Rißausbreitungsmessungen an Luft höhere Rißfortschrittsgeschwindigkeiten und eine andere Bruchflächenmorphologie, verglichen zum Vakuum. Wässrige Lösungen führen zu einer weiteren Verschlechterung des Ermüdungsverhaltens. Bei niedrigen zyklischen Spannungsintensitäten wurden in einer wässrigen, 3,5 %igen Natriumchlorid-Lösung um die Faktoren 8 (7075-T6) und 20 (2024-T3) höhere Rißausbreitungsgeschwindigkeiten als in trockener Luft gemessen [27]. Der Grad des Einflusses wässriger Lösungen auf die Rißausbreitung wird dabei stark von der Zusammensetzung des Elektrolyten und von den elektrochemischen Eigenschaften des Systems Metall-Elektrolyt bestimmt [39, 40].

Allgemein wird das Phänomen des Versagens von Werkstoffen unter gemeinsamer Wirkung einer aufgebrachten zyklischen Spannung und eines korrosiven Mediums als Korrosionsermüdung bezeichnet. Beim Vergleich der Korrosionsermüdungsrißausbreitung mit dem stabilen Rißwachstum unter statischer Beanspruchung (Spannungsrißkorrosion) ist ein in vielen Punkten analoges Verhalten des Werkstoffs zu beobachten. Wei und Landes [41] versuchten, die Ermüdungsrißausbreitung in einem korrosiven Medium als Überlagerung von rein mechanischem Ermüdungsrißwachstum in inerter Umgebung und dem

Vorgang der Spannungsrißkorrosion zu beschreiben. Einige Autoren [39, 42, 43] unterscheiden zwischen wahrer Korrosionsermüdung und zyklischer Spannungsrißkorrosion. Nach dieser Definition liegt wahre Korrosionsermüdung dann vor, wenn bei der Rißausbreitung der Maximalwert $K_{\max}$ des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors kleiner als K_{ISCC} ist (K_{ISCC} = Grenzwert, unterhalb dessen keine Rißausbreitung durch Spannungsrißkorrosion beobachtet wird). Ist $K_{\max}$ größer als K_{ISCC} , so erfolgt Rißfortschritt durch zyklische Spannungsrißkorrosion.

Die in der Literatur vorgeschlagenen und diskutierten Mechanismen der Spannungsrißkorrosion und Korrosionsermüdung [42, 44-48] lassen sich im wesentlichen in 4 Gruppen aufteilen. Als kritische Prozesse für die Rißausbreitung werden dabei angenommen [47]:

- 1) Selektive anodische Metallauflösung,
- 2) durch das umgebende Medium (ohne Einbeziehung des Wasserstoffeinflusses) induzierte Herabsetzung der Atom-Bindungskräfte im Rißgrund,
- 3) wiederholtes Aufreißen einer schützenden Oxidschicht,
- 4) Wasserstoffversprödung.

Während die versprödende Wirkung des Wasserstoffs in Legierungssystemen auf Eisen-, Nickel- und Titanbasis bekannt ist, zeigen erst in letzter Zeit eine Anzahl von Untersuchungen, daß dieser Mechanismus auch bei Aluminiumlegierungen wirksam sein kann [49-54]. Brungs und Gruhl [49] untersuchten das Spannungsrißkorrosionsverhalten einer Al-Zn-Mg-Legierung. Sie beobachteten Rißbildung und Bruch auch bei einer starken kathodischen Polarisierung der Proben. Dieses Verhalten konnte nicht durch eine anodische Metallauflösung erklärt werden und wurde von ihnen auf die versprödende Wirkung von Wasserstoff zurückgeführt. Montgrain und Swann [50] setzten dünne Proben einer Al-Zn-Mg-Legierung unter Biegespannungen feuchter Luft aus. Der Spannungsrißkorrosionsbruch erfolgte interkristallin und ohne Anzeichen von plastischer Verformung oder anodischer Metallauflösung. Den gleichen Bruchmechanismus fanden sie an Proben, die vor dem Versuch ohne mechanische Spannung feuchter Luft ausgesetzt waren und dann im

Vakuum zerbrochen wurden (pre-exposure embrittlement). Durch massenspektroskopische Messungen wiesen sie das Freiwerden von Wasserstoff bei Bruch nach. Scamans [51] konnte bei ähnlichen Versuchen die Bildung von Wasserstoffblasen an Korngrenzen direkt elektronenmikroskopisch beobachten. Scamans, Alani und Swann [52] zeigten an einer Al-Zn-Mg-Legierung, daß der Duktilitätsverlust durch Vorversprödung an feuchter Luft weitgehend reversibel ist. Bei Zugversuchen in Vakuum wiesen sie das Freiwerden von Wasserstoff nach solch einer Vorbehandlung schon unter elastischen Spannungen nach. Die Bruchdehnung war wesentlich höher als bei gleichen Versuchen an Luft. Gest und Troiano [53] fanden ähnliche Effekte an einem wasserstoffbeladenen und einem zuvor unter mechanischer Spannung einer 3 %igen Natriumchlorid-Lösung ausgesetzten Zustand der Legierung 7075.

In der vorliegenden Arbeit soll der Einfluß der Mikrostruktur auf die Ermüdungsrißausbreitung ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen untersucht werden. Da das Ermüdungsverhalten auch vom umgebenden Medium abhängt und sich für verschiedene Mikrostrukturen unterschiedlich starke Einflüsse ergeben können [7], folgen daraus zwei Zielsetzungen:

- 1) Der Einfluß des Gefüges auf die Ermüdungsrißausbreitung sollte als Wirkung einzelner mikrostruktureller Parameter ohne die Überlagerung von Umgebungseffekten untersucht werden. Diese Versuche wurden unter Vakuum durchgeführt.
- 2) Untersuchungen in einer 3,5 %igen Natriumchlorid-Lösung sollten Aufschluß geben über den Einfluß der Mikrostruktur bei der Rißausbreitung in einem definierten korrosiven Medium. Zusätzlich zeigen dann Vergleiche mit den Referenzmessungen im Vakuum die Stärke des Umgebungseinflusses in unterschiedlichen Gefügen.

Die Durchführung der Untersuchungen erfolgte an den Al-Zn-Mg-Cu-Legierungen X-7075, 7075 und 7475. Der Einfluß der Korngröße und der Ausscheidungsteilchen sowie die durch diese beiden Parameter bedingte Variation der Gleitverteilung wurde an der Laborlegierung X-7075 untersucht. An dieser Legierung kann die Mikrostruktur durch Umform- und Wärmebehandlungsprozesse in weiten Bereichen variiert

werden. Die Legierung enthält keine kleinen, inkohärenten Teilchen, da sie keinen Chromzusatz zur Kornfeinung hat wie die Legierungen 7075 und 7475; grobe Einschlüsse sind nur in geringem Maße vorhanden, da der Gehalt an den Verunreinigungselementen Eisen und Silizium äußerst gering ist. Die Wirkung der untersuchten Einflußgrößen (Korngröße, Ausscheidungsteilchen) auf die Rißausbreitung kann deshalb vom zusätzlichen Einfluß der kleinen Teilchen und der groben Einschlüsse getrennt werden, die in den technischen Legierungen vorliegen. An den Legierungen 7075 und 7475 wurde durch unterschiedliche plastische Vorverformungsgrade die Versetzungsdichte und die Anzahl der gebrochenen kleinen Teilchen und groben Einschlüsse variiert und der Einfluß auf die Ermüdungsrißausbreitung untersucht.

Anhand der gewonnenen Untersuchungsergebnisse sollte das makroskopisch gemessene Ermüdungsrißausbreitungsverhalten (Rißfortschritts-geschwindigkeit da/dN als Funktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK) mit mikroskopischen Vorgängen korreliert werden.

Ergänzend zu den Untersuchungen über den Einfluß der Mikrostruktur, dem Hauptziel der vorliegenden Arbeit, wurde versucht, den Einfluß unterschiedlicher Probenabmessungen, insbesondere der Probendicke, auf die Ergebnisse von Rißausbreitungsmessungen zu klären. Es ist bekannt, daß mit abnehmender Probendicke die Rißzähigkeit K_{IC} ansteigt. Diese Abhängigkeit des K_{IC} -Werts wurde auch für Aluminiumlegierungen nachgewiesen [55]. Bei Untersuchungen über den Einfluß der Probendicke auf die Ermüdungsrißausbreitung wurden hingegen bei abnehmender Probendicke geringere Rißfortschritts-geschwindigkeiten gemessen [55-57] oder kein Einfluß der Probendicke gefunden [58, 59].

2. Experimentelle Methoden

2.1 Legierungen und Gefügeeinstellung

Die chemischen Zusammensetzungen der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Al-Zn-Mg-Cu-Legierungen X-7075, 7075 und 7475 sind in Tabelle 1 angegeben. Zusätzlich sind die Hersteller und die Plattendicken im Anlieferungszustand aufgeführt. Für die Untersuchungen

an der Legierung X-7075 wurden 2 verschiedene Chargen verwendet, die im folgenden mit X-7075_I und X-7075_{II} bezeichnet werden sollen. Sie wurden aus den hochreinen Grundkomponenten Al, Zn, Mg und Cu erschmolzen.

Die an der Legierung X-7075 durchgeführten Verfahrensschritte zur Korngrößeneinstellung zeigt Tabelle 2. Alle Wärmebehandlungen wurden im Salzbad durchgeführt, es wurde stets in Eiswasser abgeschreckt. Verformungen wurden durch Kaltwalzen aufgebracht. Abschließend wurden alle Proben von der gleichen Glühtemperatur abgeschreckt, um eine konstante Leerstellenkonzentration für die nachfolgende Ausscheidungshärtung sicherzustellen. Vor Beginn der Auslagerung bei Temperaturen von 100 °C und 160 °C wurden alle Proben 48 h bei Raumtemperatur (RT) vorausgelagert.

Tabelle 3 zeigt die an den technischen Legierungen zur Vorverformungsuntersuchung durchgeführten Behandlungen. Bei der Legierung 7075 wurde das Material sofort nach dem Abschrecken 1 h bei 100 °C ausgelagert und unmittelbar darauf durch Kaltwalzen um verschiedene Grade vorverformt (Vorverformungsgrad $\psi = \ln B_0/B_1$, B_0 = Anfangsdicke, B_1 = Enddicke nach dem Walzen). Die Legierung 7475 wurde nach der Homogenisierungsglühung abgeschreckt, um $\psi = 0,357$ verformt und nochmals rekristallisiert, um die langgestreckte Kornform zu verkürzen. Die nachfolgenden Behandlungen erfolgten wie bei der Legierung 7075.

Bei der Untersuchung des Dickeneinflusses auf die Ermüdungsrißausbreitung wurden einige Versuche an zwei Ti-Al-Legierungen durchgeführt. Tabelle 4 zeigt die chemische Zusammensetzung dieser Legierungen. Die Verfahrensschritte zur Gefügeeinstellung waren ähnlich wie an anderer Stelle beschrieben [15].

2.2 Zugversuche

Die Abmessungen der verwendeten Zugproben und ihre Orientierung zur Walzrichtung zeigt Bild 3. Die Herstellung der Proben erfolgte vor der letzten Rekristallisations- oder Homogenisierungsglühung. Durch Wärmebehandlung an den fertigen Proben konnten die durch mechanische Bearbeitung bedingten Verformungen wieder beseitigt

werden. Die Versuche erfolgten in einer Zwick-Zugprüfmaschine, Typ 1382, mit einer Dehngeschwindigkeit von $\dot{\epsilon} = 5,9 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Die Proben wurden vor und nach dem Versuch mit einem Meßmikroskop (Fa. Zeiss, Ablesegenauigkeit $\pm 1 \text{ }\mu\text{m}$) vermessen. Mit diesen Meßwerten und dem während des Versuchs aufgezeichneten Last-Verlängerungs-Diagramm wurden die Zugkennwerte berechnet.

2.3 Ermüdungsrißausbreitungsversuche

Die Versuche wurden an SEN- und CT-Proben (SEN = single-edge notched), CT = compact tension) mit den in Bild 4 gezeigten Abmessungen durchgeführt. An der Legierung X-7075 erfolgten alle Versuche zum Einfluß der Mikrostruktur auf das Rißausbreitungsverhalten an SEN-Proben mit der Probendicke $B = 2,5 \text{ mm}$. Diese Probendicke war für die Rißausbreitungsmessungen an den Zuständen mit kleinem Korn ($D = 46 \text{ }\mu\text{m}$) notwendig, da wegen der hohen Kaltverformungen, die zur Einstellung der kleinen Korngröße erforderlich waren (Tabelle 2), die Enddicke der gewalzten Platten ($4,1 \text{ mm}$) zu gering war, um CT-Proben mit den Abmessungen nach Bild 4 herzustellen. Zur Untersuchung des Probendickeneinflusses wurden an einigen Zuständen dieser Legierung zusätzlich Versuche mit CT-Proben unterschiedlicher Dicke und mit 1 mm dicken CCT-Proben (centre-cracked tension) durchgeführt (Dicke 1 mm , Breite 80 mm , Länge 230 mm). Bei den Ti-Al-Legierungen wurde der Einfluß der Probendicke an CT-Proben (Bild 4) und an SEN-Proben mit Abmessungen der Meßstrecke von 2 mm (Dicke) $\times 20 \text{ mm}$ (Breite) $\times 50 \text{ mm}$ (Länge) untersucht.

Die Herstellung der Proben erfolgte bis auf das Fertigen der Kerben wie bei den Zugproben vor der letzten Rekristallisationsglühung. Die Kerbung erfolgte im ausgehärteten Zustand, an den CT-Proben durch Fräsen (mit langsamem Vorschub und guter Kühlung), an den SEN-Proben funkenerosiv. Anschließend wurden die Probenoberflächen mechanisch geschliffen und poliert. Mit einem umgebauten Kleinlasthärteprüfer wurde dann auf eine Probenseite ein feines Meßgitter eingeritzt.

Die Rißausbreitungsmessungen im Vakuum (Endvakuum $1-2 \cdot 10^{-4} \text{ Pa}$) wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine mit Vakuumkammer

durchgeführt. Die Proben konnten durch Kreuzgelenke momentfrei eingespannt werden. Die Messung des Rißfortschritts erfolgte lichtmikroskopisch mit einem verfahrbaren Stereomikroskop (100fache Vergrößerung) durch ein Fenster in der Kammertür. Die Probe wurde dabei durch den Strahlengang des Mikroskops stroboskopisch beleuchtet.

Die Messungen im korrosiven Medium erfolgten an einer horizontal aufgebauten servohydraulischen Prüfmaschine, in der die Proben ebenfalls momentfrei eingespannt waren. Als korrosives Medium diente eine 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung mit 0,3 % $\text{Na}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ (Natriumdichromat) und 0,2 % Na_2CrO_4 (Natriumchromat). Der Elektrolyt hatte einen pH-Wert von 5,9 und wurde aus Chemikalien des Reinheitsgrads p.A. und bidestilliertem Wasser zusammengesetzt. Der Zusatz von Chromaten diente der Verhinderung von Flächenkorrosion [60]. Durch Vorversuche konnte gezeigt werden, daß diese Inhibitoren keine über das Maß der normalen Streuung hinausgehende Änderung des Rißausbreitungsverhaltens gegenüber einer reinen Natriumchlorid-Lösung bewirken. Während des Versuchs befanden sich die Proben in einem Plexiglasgefäß, durch das ständig etwa 5 l des korrosiven Mediums umgewälzt wurden. Mit einem Thermostaten wurde die Temperatur der Flüssigkeit auf $26^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$ gehalten. Die Messungen erfolgten im elektrisch offenen Kreis ohne potentiostatische Kontrolle. Das Ruhepotential der Proben in der Lösung betrug -850 mV, gemessen gegen die Normalwasserstoffelektrode. Die Messung des Rißfortschritts erfolgte ebenfalls lichtmikroskopisch, nach dem gleichen Prinzip wie bei den Vakuum-Versuchen.

Alle Messungen erfolgten mit einer Frequenz $f = 30 \text{ Hz}$ und einem Verhältnis $R = \text{Unterlast/Oberlast} = 0,1$. Die Berechnung der ΔK -Werte erfolgte mit einem programmierbaren Kleinrechner nach der Beziehung:

$$\Delta K = \frac{\Delta P \cdot \sqrt{a}}{B \cdot W} \cdot f(a/W)$$

(ΔP = Schwingbreite der Last, a = Rißlänge, B = Probendicke, W = Probenlänge).

Für CT-Proben gilt dabei die Korrekturformel [61]:

$$f(a/W) = 29,6 - 185,5 \cdot a/W + 18,7 \cdot (a/W)^2 - 38,48 (a/W)^3 + 53,85 (a/W)^4$$

(gültig für $0,3 \leq a/W \leq 0,7$).

Für SEN-Proben besteht die Beziehung [62]:

$$f(a/W) = 1,99 - 0,41 a/W + 18,7 (a/W)^2 - 38,48 (a/W)^3 + 53,85 (a/W)^4$$

(gültig für $0 \leq a/W \leq 0,6$).

Das Anschwingen der SEN-Proben erfolgte in dem Medium, in dem auch der Versuch durchgeführt wurde. Nach der Anrißbildung wurde die Last in Stufen erniedrigt, bis Rißfortschritts-geschwindigkeiten $da/dN < 2 \cdot 10^{-3} \mu\text{m/LW}$ gemessen wurden. Jede Lastreduzierung erfolgte erst, wenn der Laufweg Δa des Risses bei konstanter Last größer war als die Ausdehnung der plastischen Zone bei der vorherigen höheren Last. Auf diese Weise wurde auch sichergestellt, daß bei Beginn der Messung die gemessenen da/dN -Werte die Gleichgewichtsgeschwindigkeiten zu den korrespondierenden ΔK -Werten waren. Generell wurden Meßwerte für die Rißausbreitungskurven erst dann verwendet, wenn die Rißspitze mindestens 1 mm vom Kerbgrund entfernt war. Dieser Abstand ist größer als die Ausdehnung der Einflußzone durch die funkenerosive Kerbfertigung [63].

Das gleiche Verfahren der Rißgeschwindigkeitsreduzierung bis zum Meßbeginn wurde bei den CT-Proben angewendet. Hierbei erfolgte das Anschwingen aus versuchstechnischen Gründen jedoch zuerst an Luft und wurde dann im jeweiligen Medium (Vakuum oder Natriumchlorid-Lösung) fortgesetzt. Nach einem Rißfortschritt von etwa 3-5 mm im jeweiligen Testmedium wurde mit den Messungen begonnen.

2.4 Mikroskopische Untersuchungen

Nach den Versuchen wurden die Bruchflächen im Bereich der Meßstrecke und des Restbruchs herausgetrennt und gereinigt. Die so vorbereiteten Proben wurden rasterelektronenmikroskopisch untersucht (Stereoscan S4, Fa. Cambridge). Bei der Korrelation der zu den jeweiligen Rißlängen gehörenden Bereiche auf den Bruchflächen mit

den gemessenen da/dN - und ΔK -Werten wurde bei den CT-Proben die Rißfrontdurchbiegung vom Probenrand zur Mitte berücksichtigt. Wegen unterschiedlicher Bruchflächenmorphologien war auf den Bruchflächen die Rißfrontdurchbiegung an den Stellen gut zu erkennen, bei denen während des Rißabstoppens von Luft in das jeweilige Versuchsmedium gewechselt wurde. Diese Krümmung wurde im Rasterelektronenmikroskop (REM) ausgemessen und für die Rißausbreitung im Bereich der Meßstrecke als konstant angenommen. Bei den SEN-Proben wurde wegen der geringeren Probendicke die Durchbiegung der Rißfront vernachlässigt.

Für transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen wurden Folien herauspräpariert und in einem 200 kV-Transmissionselektronenmikroskop (TEM) der Fa. Jeol untersucht.

3. Experimentelle Ergebnisse

3.1 Mikrostruktur

3.1.1 Legierung X-7075

Die durchgeführten Wärmebehandlungen und Verformungen führten an der Legierung X-7075_I zu wahren Korngrößen von $D = 46 \mu\text{m}$ und $D = 200 \mu\text{m}$. Bild 5 zeigt lichtmikroskopische Gefügaufnahmen dieser Legierung. Die an der Legierung X-7075_{II} durchgeführten Verfahrensschritte resultierten in einer wahren Korngröße von $D = 100 \mu\text{m}$ (Bild 6). Die Körner sind in beiden Chargen X-7075_I und X-7075_{II} gleichachsig.

Nach dem Abschrecken von der letzten Glühbehandlung und der Zwischenauslagerung bei Raumtemperatur wurden Proben für verschiedene Zeiten bei 100°C und 160°C ausgelagert. Die dabei ablaufenden Ausscheidungsvorgänge sind bereits untersucht worden und an anderer Stelle ausführlich beschrieben [7, 20].

Zu Beginn der Auslagerung bilden sich kohärente η -Teilchen in der Matrix, die mit steigender Auslagerungszeit wachsen. Die Gitterkonstante dieser Teilchen ist etwas größer als die der Matrix.

Wegen der zunehmenden Gitterverzerrungen beim Wachstum dieser η -Teilchen ist ihre Größe begrenzt. Bei Erreichen eines kritischen Teilchenradius wandeln sie unter Bildung von Grenzflächenversetzungen in teilkohärente η' -Teilchen um [64].

Nach einer Ausscheidungshärtung für 24 h bei 100 °C sind die Matrixteilchen kohärent. In diesem unteralterten Gefüge werden entlang der Korngrenzen noch keine ausscheidungsfreien Zonen gefunden [7].

TEM-Aufnahmen der Mikrostruktur nach einer Ausscheidungshärtung für 100 h bei 100 °C zeigt Bild 7. Die Matrixausscheidungen in diesem Zustand sind wie nach der Auslagerung für 24 h bei 100 °C kohärent. Bei höherer Vergrößerung sind in den Korngrenzen kleine inkohärente Ausscheidungen sichtbar (Bild 7b).

Bild 8 zeigt eine TEM-Aufnahme der Mikrostruktur eines für 20 h bei 160 °C ausgehärteten Zustands. Längs der Korngrenzen treten in diesem Gefüge PFZ auf. In den Korngrenzen sind inkohärente η -Ausscheidungen sichtbar. Die Matrixausscheidungen sind in diesem Zustand teilkohärent.

Eine Auslagerung für 70 h bei 160 °C führt zu einer Überalterung des Gefüges. Gegenüber einer Auslagerung für 20 h bei 160 °C sind die PFZ in diesem Zustand breiter (Bild 9a). Die inkohärenten η -Ausscheidungen in den Korngrenzen und die η' -Teilchen in der Matrix sind ebenfalls größer. Bild 9b zeigt ein Beugungsbild der Matrix mit Zusatzreflexen, die von den η' -Ausscheidungsteilchen herrühren.

3.1.2 Technische Legierungen 7075 und 7475

Die technischen Legierungen zeigen im Anlieferungszustand eine flache, langgestreckte Kornform. Die Kornabmessungen bleiben auch nach einer Homogenisierungsglühung unverändert.

Bei der Legierung 7075 wurde diese Kornform als Ausgangszustand für die Vorverformungsuntersuchungen beibehalten. Bild 10 zeigt die Form und Größe der Körner. Die Körner sind etwa 40 μm dick,

die Länge in Walzrichtung beträgt bis zu 700 μm .

In der Legierung 7475 wurden die im Anlieferungszustand langgestreckten Körner durch Kaltwalzen und Rekristallisation nach der Homogenisierungsglühung verkürzt (Tabelle 3). Bild 11 zeigt die Kornform und -größe nach dieser Behandlung. Die Dicke der Körner beträgt etwa 40 μm , die Länge in Walzrichtung im Mittel 150 μm , gegenüber rund 500 μm im Anlieferungszustand. Das in Bild 11 gezeigte Gefüge mit der kürzeren Streckung der Körner in Walzrichtung wurde als Ausgangszustand für die Untersuchungen an der Legierung 7475 verwendet.

Bild 12 zeigt eine TEM-Aufnahme der Mikrostruktur der technischen Legierungen vor der Vorverformung am Beispiel der Legierung 7075. Die chromhaltigen Teilchen in den technischen Legierungen sind in Walzrichtung langgestreckt (Länge 0,3 μm bis 0,4 μm) und haben einen Durchmesser von etwa 0,1 μm . Die groben Fe- und Si-haltigen Einschlüsse in den technischen Legierungen haben eine Größe von ungefähr 5 μm .

Nach einer Vorverformung von $\psi = 0,105$ ist die Versetzungsdichte in den Gleitbändern bereits so hoch, daß Einzelversetzungen nicht mehr aufgelöst werden können (Bild 13a). Eine Anzahl von Teilchen ist gebrochen oder die Teilchen-Matrix-Grenzflächen sind aufge-rissen (Bild 13b). Nach einem Vorverformungsgrad von $\psi = 0,223$ sind Versetzungsbänder nur noch vereinzelt aufzulösen (Bild 14a). Nahezu alle Teilchen sind gebrochen (Bild 14b).

3.2 Zugversuche

Zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte wurden an den untersuchten Zuständen Zugversuche durchgeführt. Tabelle 5 zeigt die Ergebnisse für das unteralterte (24 h 100 $^{\circ}\text{C}$) und das maximal ausgehärtete (20 h 160 $^{\circ}\text{C}$) Gefüge und zwei Korngrößen der Legierung X-7075_I. Dabei ist $\sigma_{0,2}$ die Kraft bei 0,2 % plastischer Dehnung, bezogen auf den Ausgangsquerschnitt A_0 , σ_F die Kraft beim Bruch der Probe, bezogen auf den Bruchquerschnitt A_F und ϵ_F die wahre Bruchdehnung ($\epsilon_F = \ln A_0/A_F$). Für die untersuchten Zustände wurde kein Einfluß der Korngröße auf die Höhe von $\sigma_{0,2}$ gefunden, σ_F und

ϵ_F zeigen jedoch höhere Werte beim feinkörnigen Gefüge.

An der Legierung X-7075_{II} wurde der Verlauf der Zugkennwerte als Funktion der Auslagerungszeit bei drei verschiedenen Temperaturen untersucht. Die Bilder 15-17 zeigen den Verlauf der mechanischen Kennwerte bei den Auslagerungstemperaturen RT (Bild 15), 100 °C (Bild 16) und 160 °C (Bild 17). Eine Zusammenstellung der Meßergebnisse zeigt Tabelle 6. Bei den Aushärtungstemperaturen RT und 100 °C wurde ein stetiger Anstieg von Streckgrenze und wahrer Bruchspannung mit zunehmender Auslagerungszeit gefunden. Entsprechend nahm die wahre Bruchdehnung ab. Bei einer Auslagerungstemperatur von 160 °C durchlaufen Streckgrenze und wahre Bruchspannung als Funktion der Zeit ein Maximum. Die maximale Streckgrenze wird nach einer Auslagerungszeit von etwa 10 h erreicht ($\sigma_{O,2} = 512 \text{ MNm}^{-2}$), die maximale wahre Bruchspannung nach 1 h ($\sigma_F = 815 \text{ MNm}^{-2}$). Die wahre Bruchdehnung durchläuft in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit ein Minimum zwischen 10 h und 100 h.

An der Legierung X-7075_I wurde bei einer Auslagerungstemperatur von 160 °C eine maximale Streckgrenze von $\sigma_{O,2} = 490 \text{ MNm}^{-2}$ nach einer Auslagerungszeit von 20 h gefunden [20]. Die höhere maximale Streckgrenze der Legierung X-7075_{II} ($\sigma_{O,2} = 512 \text{ MNm}^{-2}$), die nach einer kürzeren Auslagerungszeit (10 h) erreicht wird, kann auf den höheren Gehalt an Legierungselementen (Zn, Mg, Cu) in dieser Legierung zurückgeführt werden, der die Ausscheidungskinetik beeinflusst.

Den Verlauf der Zugkennwerte nach einer Auslagerung für 1 h bei 100 °C als Funktion des Walzvorverformungsgrads ψ zeigt Bild 18 für die Legierung 7075, Bild 19 für die Legierung 7475. Die Ergebnisse sind zusammengefaßt in Tabelle 7 (7075) und Tabelle 8 (7475). Neben $\sigma_{O,2}$, σ_F und ϵ_F sind auch die Werte von σ_1 und σ_5 aufgetragen worden. Diese Größen errechnen sich aus der Kraft bei 1 % und 5 % plastischer Dehnung, bezogen auf den wirklichen Querschnitt. Die Summe aus Vorverformung und Bruchdehnung ist für beide Legierungen bis auf die Zustände mit den höchsten Vorverformungsgraden annähernd konstant.

3.3 Ermüdungsrißausbreitungsversuche

3.3.1 Legierung X-7075 mit unterschiedlichen Aushärtungen

Um den Einfluß der Ausscheidungshärtung zu untersuchen, wurden an der Legierung X-7075_{II} Versuche an unterschiedliche ausgelagerten Zuständen durchgeführt. Alle Messungen erfolgten dabei im Vakuum. Die Ergebnisse werden dargestellt als Kurven bester Passung durch die Einzelmeßwerte der Versuche (Ausgleichskurven).

Die Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen an Proben mit Auslagerungszeiten von 0,5 h, 10 h und 100 h bei 100 °C zeigt Bild 20. Unterschiede in den Rißausbreitungsgeschwindigkeiten treten nur bei niedrigen ΔK -Werten auf. In diesem Bereich (bis etwa $\Delta K = 12 \text{ MNm}^{-3/2}$) sind die Rißausbreitungsgeschwindigkeiten für die 10 h und 100 h ausgelagerten Zustände etwas höher. Die zu den niedrigsten noch gemessenen Geschwindigkeiten gehörenden ΔK -Werte (im folgenden ΔK_0 genannt) betragen für die drei Zustände etwa $10 \text{ MNm}^{-3/2}$ (0,5 h), $9,2 \text{ MNm}^{-3/2}$ (10 h) und $8 \text{ MNm}^{-3/2}$ (100 h).

Die REM-Untersuchung der Bruchflächen zeigte, daß in allen drei Zuständen die Rißausbreitung über den ganzen ΔK -Bereich transkristallin längs Gleitbändern erfolgte. Nahe der ΔK_0 -Werte ist die Ausprägung dieses Bruchs jedoch unterschiedlich (Bild 21). Der für 0,5 h bei 100 °C ausgelagerte Zustand zeigt auf der Bruchfläche feine Gleitstufen. Der Abstand dieser Gleitstufen beträgt etwa 2 µm (Bild 21a). Die 10 h und 100 h bei 100 °C ausgelagerten Zustände zeigen dagegen weniger Gleitstufen mit größerem Abstand und stark wechselnde lokale Rißausbreitungsrichtungen von Korn zu Korn (Bild 21b,c). Die Bruchflächenmorphologie ändert sich mit zunehmendem ΔK für den 0,5 h ausgelagerten Zustand nicht wesentlich. Die Gleitstufenabstände der 10 h und 100 h ausgelagerten Proben werden mit ansteigendem ΔK immer geringer und bei ΔK -Werten von etwa $20 \text{ MNm}^{-3/2}$ an findet man auf den Bruchflächen keine Unterschiede im Bruchmechanismus mehr für die drei Zustände. Alle zeigen feine Gleitstufen und eine stark reduzierte Richtungsabhängigkeit des lokalen Rißfortschritts. Bild 22 zeigt diese Bruchfläche am Beispiel des 10 h bei 100 °C ausgehärteten Zustands bei $\Delta K = 20 \text{ MNm}^{-3/2}$. Der Gewaltbruch (Bild 23) ist ebenfalls ein

Gleitbandbruch. Der Bruch wird dabei eingeleitet durch Mikrorisse an den Kreuzungspunkten von Gleitbändern. Bild 23b zeigt solche sich kreuzenden Gleitbänder. Die großen Grübchen auf der Bruchfläche (Bild 23a) entstehen durch Lochbildung an groben Einschlüssen.

Für weitere Versuchsreihen wurden aus Tabelle 6 Zustände ausgewählt, die bei verschiedenen Auslagerungstemperaturen und -Zeiten bis zum gleichen Aushärtungsbetrag ausgelagert worden waren. Dadurch wurden bei konstant gehaltener Streckgrenze $\sigma_{0,2}$, Größe, Struktur und Volumenanteil der Ausscheidungsteilchen und damit die Gleitverteilung variiert.

Das Ergebnis der Rißausbreitungsmessung an einem Zustand, der 100 h bei Raumtemperatur (RT) ausgelagert wurde ($\sigma_{0,2} = 278 \text{ MNm}^{-2}$), verglichen mit dem Rißausbreitungsverhalten des 0,5 h bei 100°C ausgelagerten Zustands ($\sigma_{0,2} = 281 \text{ MNm}^{-2}$) zeigt Bild 24. Der Verlauf der Rißgeschwindigkeit da/dN als Funktion von ΔK ist in beiden Fällen annähernd gleich, ebenso stimmen die ΔK_0 -Werte überein. Die Bruchfläche der bei RT ausgelagerten Probe (Bild 25) unterscheidet sich nicht von der des bei 100°C ausgehärteten Zustands (Bild 21a).

Bild 26 zeigt das Rißausbreitungsverhalten nach einer Auslagerung für 100 h bei 100°C , verglichen mit dem Kurvenverlauf nach zwei Aushärtungsbehandlungen bei 160°C (1 h und 70 h). Auch diese Zustände haben den annähernd gleichen Aushärtungsbetrag ($\sigma_{0,2} = 475\text{--}495 \text{ MNm}^{-2}$, Tabelle 6). Über den gesamten ΔK -Bereich zeigt der bei 100°C ausgehärtete Zustand die niedrigsten Rißgeschwindigkeiten. Die Unterschiede sind besonders im niedrigen Geschwindigkeitsbereich stark ausgeprägt. Dort sind die da/dN -Werte der bei 160°C ausgelagerten Proben um den Faktor 10 höher. Die ΔK_0 -Werte betragen etwa $8 \text{ MNm}^{-3/2}$ (100 h 100°C), $7 \text{ MNm}^{-3/2}$ (1 h 160°C) und $6 \text{ MNm}^{-3/2}$ (70 h 160°C). Im mittleren Geschwindigkeitsbereich nähern sich die Kurven einander an, der Übergang zur instabilen Rißausbreitung erfolgt jedoch wiederum bei unterschiedlichen ΔK -Werten. Den Übergang beim niedrigsten ΔK -Wert zeigt der für 70 h bei 160°C ausgelagerte Zustand.

Im niedrigen Geschwindigkeitsbereich erfolgt bei allen drei Zuständen die Rißausbreitung längs Gleitbändern (Bild 27). Gegenüber den hohen Gleitstufen des bei 100 °C ausgelagerten Zustands (Bild 27a) zeigen beide bei 160 °C ausgehärteten Proben sehr feine Gleitstufen (Bild 27b,c). Bei höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten und ΔK -Werten treten zunehmend statische Bruchanteile auf. Der Restbruch erfolgt nach der Auslagerung bei 100 °C, wie bereits erwähnt, längs Gleitbändern. Nach Auslagerung bei 160 °C zeigt die Gewaltbruchfläche einen Grübchenbruch mit Anteilen von Korngrenzenbruch (1 h 160 °C) und einen überwiegenden Korngrenzenbruch (70 h 160 °C). Diese Bruchflächen werden auch an Zugproben nach ähnlichen Auslagerungszeiten bei 160 °C gefunden [20].

3.3.2 Legierung X-7075 mit unterschiedlichen Korngrößen

Der Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitung wurde an der Legierung X-7075_I mit Korngrößen von $D = 46 \mu\text{m}$ und $D = 200 \mu\text{m}$ untersucht. Die Versuche erfolgten an einem unteralterten (24 h 100 °C) und einem maximal ausgehärteten (20 h 160 °C) Zustand.

3.3.2.1 Rißausbreitung im Vakuum

Den Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitung im unteralterten Zustand zeigt Bild 28. Zusätzlich zu den Ausgleichskurven wurden hier die Meßpunkte der einzelnen Versuche mit eingetragen. Die Ergebnisse zeigen, daß bis zu den hohen ΔK -Werten das große Korn zu deutlich geringeren Rißgeschwindigkeiten gegenüber dem kleinen Korn führt. Die Unterschiede sind bei niedrigen zyklischen Spannungsintensitäten am ausgeprägtesten. Die ΔK_0 -Werte betragen etwa $8,4 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($D = 46 \mu\text{m}$) und $10,5 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($D = 200 \mu\text{m}$). Bei hohen ΔK -Werten deutet die Tendenz der Kurvenverläufe auf einen höheren Grenzwert ΔK_Q für instabile Rißausbreitung bei dem feinkörnigen Gefüge hin.

Die Bruchflächen im niedrigen Geschwindigkeitsbereich zeigt Bild 29. Für beide Korngrößen tritt nahe ΔK_0 ein ausgeprägter Gleitbandbruch mit hohen Gleitstufen auf (Bild 29a,c). Ein Vergleich der Bruchflächen bei gleichem ΔK (bei ΔK_0 des grobkörnigen Gefüges) und unterschiedlichen Rißgeschwindigkeiten zeigt für das feinkörnige

Gefüge Anzeichen feinerer Gleitung (Bild 29b,c).

Mit ansteigendem ΔK wird bei beiden Korngrößen die Gleitstufenhöhe geringer und es treten flache Bereiche auf, die größer als die Korngröße sind. Auf diesen Flächen sind Ermüdungslinien erkennbar (Bild 30a,b). Der Abstand dieser Ermüdungslinien stimmt gut mit der makroskopisch gemessenen Rißausbreitungsgeschwindigkeit überein (Bild 30c). Über den ganzen ΔK -Bereich findet man Sekundärrisse, die durch das Aufreißen von Gleitbändern entstehen. Der Gewaltbruch tritt für beide Korngrößen als Gleitbandbruch auf.

Den Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitung im maximal ausgehärteten Zustand zeigt Bild 31. Das große Korn führt auch hier zu etwas niedrigeren Rißgeschwindigkeiten über den ganzen ΔK -Bereich, der Effekt ist jedoch wesentlich schwächer als im unteralterten Gefüge. Die ΔK_0 -Werte ergeben sich zu etwa $8,3 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($D = 200 \text{ }\mu\text{m}$) und $7,5 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($D = 46 \text{ }\mu\text{m}$).

Die REM-Untersuchungen der Bruchflächen ergaben, daß im niedrigen Geschwindigkeitsbereich die Rißausbreitung bei beiden Korngrößen ebenfalls längs Gleitbändern erfolgt (Bild 32). Auf den Bruchflächen findet man feine Gleitstufen und vereinzelt Anteile von Korngrenzenbruch. Bei hohen ΔK -Werten nimmt der Anteil des Gleitbandbruchs zugunsten des Korngrenzenbruchs ab (Bild 33). Auf den Kornflächen sind kleine Grübchen zu finden (Bild 33b), die von der Lochbildung an den inkohärenten Korngrenzenausscheidungen herrühren. Für beide Korngrößen erfolgt der Gewaltbruch interkristallin. Sekundärrisse wie beim unteralterten Gefüge treten über den ganzen ΔK -Bereich nur selten auf.

Bild 34 zeigt eine Zusammenstellung der Rißausbreitungskurven für die beiden untersuchten Aushärtungen und Korngrößen. Aus ihr wird ersichtlich, daß sich das Rißausbreitungsverhalten im Vakuum mit zunehmender Aushärtung und abnehmender Korngröße verschlechtert.

3.3.2.2 Rißausbreitung im korrosiven Medium

Den Korngrößeneinfluß auf die Rißausbreitung in einer 3,5 %igen Natriumchlorid-Lösung zeigt Bild 35 für den unteralterten und Bild 36 für den maximal ausgehärteten Zustand, jeweils verglichen mit den Vakuum-Ergebnissen. Ein Vergleich des $da/dN-\Delta K$ -Verlaufs in den beiden Medien zeigt, daß für alle untersuchten Aushärtungen und Korngrößen die Rißausbreitung im korrosiven Medium mit höherer Geschwindigkeit und auch in einem ΔK -Bereich erfolgt, in dem im Vakuum keine Rißausbreitung mehr beobachtet wurde. Die $da/dN-\Delta K$ -Kurven liegen dabei sowohl im unteralterten als auch im maximal ausgehärteten Gefüge für beide Korngrößen dicht zusammen. Dies macht deutlich, daß im unteralterten Gefüge der Einfluß des umgebenden Mediums auf die Rißausbreitung bei einem großen Korn stärker ist als bei einer kleinen Korngröße, bezogen auf die Vakuum-Messungen, die wesentlich niedrigere Rißgeschwindigkeiten für das große Korn ergaben. Im maximal ausgehärteten Zustand ist die Beeinflussung des Rißausbreitungsverhaltens durch das umgebende Medium hingegen bei beiden Korngrößen etwa gleich groß. Im Bereich hoher Geschwindigkeiten und Spannungsintensitäten ΔK nähern sich in beiden Aushärtungszuständen die Kurvenverläufe den Vakuum-Kurven an und zeigen damit den in diesem Bereich langsam abnehmenden Umgebungseinfluß an.

Grenzwerte ΔK_0 für die Rißausbreitung im korrosiven Medium konnten nicht bestimmt werden. Es wurde stets ein sofortiger Rißstillstand beobachtet, wenn bei Rißgeschwindigkeiten von etwa $1 \cdot 10^{-2} \mu m/LW$ versucht wurde, durch eine Reduzierung der Prüflast den Rißfortschritt zu verlangsamen. Auch nach 10^6 Lastspielen wurde kein weiteres Rißwachstum gemessen. Das beobachtete Verhalten konnte auf einen Oberflächeneffekt zurückgeführt werden. Durch REM-Untersuchungen an Bruchflächen solcher Proben wurde gezeigt, daß in der Probenmitte nach wie vor Rißausbreitung erfolgt war, erkennbar durch Korrosions- und Abriebprodukte. Dieses Rißwachstum konnte jedoch mit der verwendeten lichtmikroskopischen Messung an der Probenoberfläche nicht erfaßt werden. Auch bei höheren Rißgeschwindigkeiten wurde ein zeitweiliges Rißabstoppen beobachtet, gefolgt von schneller Rißausbreitung über eine kleine Strecke. Die stark schwankenden Geschwindigkeiten bei dieser diskontinuierlichen Riß-

ausbreitung wurden durch die angewandte Meßmethode ausgemittelt.

Die Analyse der Bruchmechanismen ergab, daß im niedrigen ΔK -Bereich die Rißausbreitung für alle untersuchten Zustände interkristallin erfolgte. Bild 37 zeigt dies am Beispiel des unteralterten Gefüges und beider Korngrößen. Auf den Bruchflächen sind häufig Sekundärrisse in Form "aufgerissener" Korngrenzen zu finden (Bild 38a). Die Rißausbreitung erfolgt dabei äußerst verformungsarm. Auch bei hohen Vergrößerungen sind im REM nur äußerst schwache Spuren von Verformung an inkohärenten Korngrenzenteilchen (Verunreinigungs-teilchen) zu finden (Bild 38b). Bei höheren ΔK -Werten wechselt für beide Aushärtungen und Korngrößen der Mechanismus zum Gleitbandbruch. Kurz vor und innerhalb dieses Übergangsbereichs wurden auf den Kornflächen häufig Ermüdungslinien gefunden (Bild 39c). Sie zeigen, daß während der Rißausbreitung längs dieser Korngrenzen plastische Verformung stattgefunden hat. Auf den Bruchflächen des Gleitbandbruchs in der Natriumchlorid-Lösung ist, gegenüber den Bruchflächen bei vergleichbarem ΔK im Vakuum, der korrosive Einfluß an den ebener erscheinenden Bruchflächen erkennbar (Bild 39). Auf diesen sind häufig Bereiche von schuppenförmiger Struktur sichtbar (Bild 40a). Bei hohen Rißgeschwindigkeiten können im REM Ermüdungslinien aufgelöst werden, deren Abstand gut mit den makroskopisch gemessenen Geschwindigkeiten übereinstimmt (Bild 40b). In der Ausprägung des Gleitbandbruchs finden sich im korrosiven Medium zwischen dem unteralterten und dem maximal ausgehärteten Gefüge im Gegensatz zu den Bruchflächen im Vakuum keine Unterschiede. Im ΔK -Bereich oberhalb $20 \text{ MNm}^{-3/2}$ nimmt beim maximal ausgehärteten Zustand bei beiden Korngrößen der Anteil von Korngrenzenbruch bis zur instabilen Rißausbreitung wieder zu. Auf den Kornflächen finden sich dieselben Grübchen wie bei diesem Bruchmechanismus im Vakuum (Bild 33).

Durch Ätzversuche mit einem Ätzmittel nach Pelloux [65] sollten die Gleitebenen identifiziert werden, längs derer die Rißausbreitung in der Natriumchlorid-Lösung erfolgt. (111)-Ebenen werden dabei durch tetraederförmige Ätzgrübchen, (100)-Ebenen durch würfelförmige angezeigt. Mit einem ähnlichen Ätzmittel wurde nachgewiesen, daß der Gleitbandbruch des unteralterten Zustands (24 h 100 °C) im Vakuum längs (111)-Ebenen erfolgt [7].

Die Untersuchungen an den Bruchflächen aus den Natriumchlorid-Versuchen brachten keine befriedigenden Ergebnisse. Die schuppenförmige Struktur der transkristallinen Bruchflächen ließ keine Identifizierung von Ätzgrübchen zu. Nur in einem Fall wurden auf der Bruchfläche eines unteralterten Zustands die für (100)-Ebenen typischen würfelförmigen Ätzfiguren gefunden (Bild 41), das Ergebnis ist daher kaum repräsentativ.

Die Pfeile in den Bildern 35 und 36 zeigen die ΔK -Werte an, bei denen der Übergang vom Korngrenzen- zum Gleitbandbruch erfolgt. Sie stimmen in etwa mit den ΔK_0 -Werten der einzelnen Zustände im Vakuum überein. Bild 42 zeigt diese Korrelation schematisch.

Aus einer Zusammenstellung der Rißausbreitungskurven im Vakuum und im korrosiven Medium (Bild 43) geht noch einmal die Stärke des Umgebungseinflusses auf die Rißausbreitung der untersuchten Gefüge hervor.

3.3.3 Technische Legierungen 7075 und 7475 mit unterschiedlichen Vorverformungsgraden

Die Versuche an der Legierung 7475 wurden an SEN-Proben (Proben-dicke $B = 2,5$ mm) durchgeführt, die Untersuchungen an der Legierung 7075 erfolgten mit CT-Proben ($B = 12,7$ mm). Auf den Einfluß unterschiedlicher Probendicken und -formen bei Rißausbreitungsmessungen wird in Abschnitt 3.3.4 näher eingegangen.

3.3.3.1 Rißausbreitung im Vakuum

Den Einfluß unterschiedlicher Vorverformungsgrade auf das Rißausbreitungsverhalten der Legierung 7475 im Vakuum zeigt Bild 44. Gegenüber dem unverformten Zustand ($\psi = 0$) führt eine steigende Vorverformung zu höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten über den ganzen ΔK -Bereich. Die ΔK_0 -Werte verschieben sich mit steigendem ψ zu niedrigeren Werten und fallen von $8,3 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($\psi = 0$) auf $5,9 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($\psi = 0,342$). Die Grenzwerte ΔK_0 für den Übergang von der stabilen Rißausbreitung zur instabilen Rißausbreitung zeigen ebenfalls eine fallende Tendenz mit steigendem Grad der Vorverformung.

Bild 45 zeigt die Rißausbreitungskurven für die untersuchten Zustände der Legierung 7075. Eine Vorverformung führt wie bei der Legierung 7475 zu höheren Rißfortschrittsgeschwindigkeiten als in unverformtem Zustand. Gegenüber der Probe mit $\psi = 0,105$ führen Vorverformungen von $\psi = 0,163$ und $\psi = 0,223$ jedoch bis hin zu mittleren ΔK -Werten zu niedrigeren Rißgeschwindigkeiten. Dieser Umkehr-effekt wird auch an den ΔK_O -Werten sichtbar, die von $14 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($\psi = 0$) bis auf $8 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($\psi = 0,105$) absinken und dann wieder ansteigen auf $8,8 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($\psi = 0,163$) und $10,5 \text{ MNm}^{-3/2}$ ($\psi = 0,223$). Die ΔK_O -Werte zeigen wieder die auch bei der Legierung 7475 gefundene, stetig fallende Tendenz mit ansteigendem Vorverformungsgrad.

Die REM-Analyse der Bruchmechanismen führte für beide Legierungen zu vergleichbaren Ergebnissen. Bild 46 zeigt die Bruchflächen der Legierung 7475 für den unverformten und den um $\psi = 0,342$ vorverformten Zustand, jeweils in der Nähe der ΔK_O -Werte. Signifikante Unterschiede im Mechanismus der Rißausbreitung sind nicht festzustellen. In beiden Fällen erfolgt die Rißausbreitung im niedrigen Geschwindigkeitsbereich überwiegend längs Gleitbändern. Auf den Gleitstufen werden bei hoher Vergrößerung feine Grübchen sichtbar, die durch Lochbildung an den Cr-reichen inkohärenten Teilchen entstehen (Bild 46b). Die Bruchflächen der Legierung 7075 zeigen ebenfalls, unabhängig von ψ , nahe der jeweiligen ΔK_O -Werte den gleichen Mechanismus der Rißausbreitung (Bild 47). In beiden Legierungen erfolgt im höheren ΔK -Bereich ein Wechsel vom Gleitbandbruch zum Grübchenbruch. Das Aussehen der Bruchfläche wird geprägt durch die Grübchen, die durch Lochbildung an den großen Fe-Si-Teilchen entstehen. Der Wechsel im Bruchmechanismus wird mit steigendem Vorverformungsgrad zu geringeren ΔK -Werten verschoben. Die unterschiedlichen Anteile der beiden Bruchmechanismen bei gleichem ΔK zeigt Bild 48 für den unverformten ($\psi = 0$) und zwei vorverformte ($\psi = 0,051$, $\psi = 0,223$) Zustände der Legierung 7075. Beim unverformten Zustand überwiegt bei $\Delta K = 20 \text{ MNm}^{-3/2}$ der Gleitbandbruch. Bei $\psi = 0,223$ ist dagegen der Grübchenbruch der vorherrschende Mechanismus. Damit verbunden sind die um mehr als zwei Zehnerpotenzen höheren Rißgeschwindigkeiten gegenüber dem Gleitbandbruch.

3.3.3.2 Rißausbreitung im korrosiven Medium

Die Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen an der Legierung 7475 mit unterschiedlichen ψ zeigt Bild 49, zusammen mit den entsprechenden Kurvenverläufen im Vakuum. Ähnlich wie bei den Untersuchungen über den Korngrößeneinfluß sind die Rißgeschwindigkeiten im korrosiven Medium im ganzen ΔK -Bereich bei allen untersuchten Zuständen größer als im Vakuum, wobei die Unterschiede im niedrigen Geschwindigkeitsbereich am ausgeprägtesten sind und mit steigendem ΔK abnehmen. Rißausbreitung erfolgt auch bei ΔK -Werten, die kleiner als die jeweiligen ΔK_0 -Werte im Vakuum sind. Gegenüber der Probe mit $\psi = 0$ sind die Kurven der beiden vorverformten Zustände im korrosiven Medium zu höheren Geschwindigkeiten verschoben und liegen dicht zusammen. Das gleiche Verhalten zeigen auch die an der Legierung 7075 untersuchten Zustände (Bild 50). Der Übergang zur instabilen Rißausbreitung erfolgt in beiden Legierungen wie im Vakuum mit steigendem ψ bei niedrigeren ΔK -Werten.

Die REM-Analyse der Bruchflächen an der Legierung 7475 ergab, daß die Rißausbreitung bei niedrigen ΔK -Werten unabhängig vom Vorverformungsgrad transkristallin längs Gleitbändern erfolgt. Vereinzelt sind auch Anteile von Korngrenzenbruch zu erkennen. Bild 51 zeigt das Aussehen dieser Bruchflächen für den unverformten und den Zustand mit höchster Vorverformung ($\psi = 0,342$). An der Legierung 7075 wurden in diesem Bereich keine interkristallinen Bruchanteile gefunden (Bild 52). In beiden Legierungen erfolgt wie im Vakuum mit zunehmendem ΔK ein Übergang im Mechanismus zum Grübchenbruch (Bild 53). Der Anteil von Grübchen auf der Bruchfläche nimmt dabei bei gleichem ΔK gegenüber $\psi = 0$ mit steigendem Vorverformungsgrad zu.

3.3.4 Versuche zum Einfluß der Probendicke auf die Rißausbreitung

Für einige der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Gefüge wurde nachgeprüft, welchen Einfluß unterschiedliche Probendicken auf das Rißausbreitungsverhalten haben. Dabei wurden Proben unterschiedlicher Geometrie verwendet (CCT-, SEN-, CT-Proben). Die daraus resultierenden, unterschiedlichen Steifigkeiten der Proben wurden jedoch durch die Korrekturformel $f(a/W)$ zur ΔK -Berechnung be-

rücksichtigt.

Die Bilder 54-57 zeigen die Abhängigkeit der Rißausbreitungsgeschwindigkeit im Vakuum von der Probendicke für die an der Legierung X-7075_I untersuchten Gefüge. An dünnen Proben wurden besonders im unteren ΔK -Bereich höhere Rißgeschwindigkeiten gemessen und niedrigere ΔK_0 -Werte bestimmt. Der Dickeneinfluß ist dabei von der Aushärtung und der Korngröße abhängig. Er ist am größten im unteralterten Zustand mit großem Korn (Bild 54). Bei maximaler Aushärtung und kleiner Korngröße (Bild 57) wurde nur ein geringer Effekt gefunden. Der Einfluß der Probendicke auf die Rißausbreitung soll hier nur im niedrigen Geschwindigkeitsbereich betrachtet werden. Als Maß dafür eignen sich die ΔK -Werte, die bei unterschiedlichen Probendicken mit einer Rißgeschwindigkeit von $1 \cdot 10^{-3} \mu\text{m/LW}$ korrespondieren. Diese Werte sind in Tabelle 9 mit einigen zusätzlichen Ergebnissen [7, 66] aufgelistet und in Bild 58 in Abhängigkeit von B aufgetragen. Aus dieser Darstellung wird deutlich, daß die Größe des Einflusses der Aushärtung auf die Rißausbreitung beim großen Korn (Bild 58a) und beim kleinen Korn (Bild 58b) stark von der Probendicke abhängt. Mit abnehmender Probendicke sinken die als Maß für den Dickeneinfluß definierten ΔK -Werte der beiden Aushärtungszustände und nähern sich einander an. Die Unterschiede im Rißausbreitungsverhalten zwischen dem unteralterten und dem maximal ausgehärteten Zustand werden damit geringer. Bild 58c zeigt den Verlauf dieser ΔK -Werte in Abhängigkeit von der Probendicke für das große und kleine Korn im unteralterten Zustand, Bild 58d für die beiden Korngrößen im maximal ausgehärteten Zustand. Es ist ersichtlich, daß auch der Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitung stark von der Probendicke abhängt und mit abnehmender Probendicke geringer wird. Bild 59 zeigt den Einfluß dieses Parameters auf die Rißausbreitung des 100 h bei 100 °C ausgelagerten Zustands mit einer Korngröße von $D = 100 \mu\text{m}$ (Legierung X-7075_{II}). Die ΔK -Werte bei $da/dN = 1 \cdot 10^{-3} \mu\text{m/LW}$ (Tabelle 10) sind ebenfalls von der Probendicke abhängig. Grafisch zeigt dies Bild 60.

Ein Vergleich von Rißausbreitungsmessungen an den Legierungen 7075 und 7475 im Vakuum, durchgeführt mit 1 mm dicken CCT-Proben [67] und 12,7 mm dicken CT-Proben [7], zeigt, daß im unteren ΔK -Bereich

die Rißgeschwindigkeiten in den 1 mm dicken Proben ebenfalls etwas größer sind als in den 12,7 mm dicken Proben (Bild 61, 62). Der an der Legierung X-7075 beobachtete Dickeneinfluß scheint damit auch in den technischen Legierungen vorhanden zu sein. Genauere Aussagen sind jedoch nicht möglich, da die Versuche mit unterschiedlichen R-Werten ($R = 0$ bei Probendicke $B = 1 \text{ mm}$, $R = 0,1$ bei $B = 12,7 \text{ mm}$) durchgeführt wurden. Zudem fehlen bei den CCT-Proben Meßwerte im unteren Geschwindigkeitsbereich ($\approx 1 \cdot 10^{-3} \text{ } \mu\text{m/LW}$), bei dem an der Laborlegierung der größte Einfluß der Probendicke gefunden wurde.

Den Einfluß der Probendicke bei der Rißausbreitung in einer 3,5 %igen Natriumchlorid-Lösung zeigt Bild 63 für das unteralterte Gefüge der Legierung X-7075_I (24 h 100 °C) mit einer Korngröße von 200 μm , Bild 64 für den gleichen Aushärtungszustand mit kleiner Korngröße. Ein Vergleich mit den Vakuum-Kurven dieser Zustände (Bild 54 großes Korn, Bild 56 kleines Korn) zeigt, daß der Dicken-einfluß im korrosiven Medium geringer ist.

Durch REM-Untersuchungen der Bruchflächen wurde nachgewiesen, daß bei gleicher Mikrostruktur in Proben unterschiedlicher Dicke der Mechanismus der Rißausbreitung bei vergleichbaren Rißgeschwindigkeiten identisch ist. Bild 65 zeigt dies am Beispiel der Vakuum-Bruchflächen des unteralterten Zustands (24 h 100 °C).

Ergänzend zu den Untersuchungen über den Dickeneinfluß an der Legierung X-7075 wurde der Einfluß der Probendicke auf die Rißausbreitung im Vakuum an zwei ähnlichen, ausscheidungshärtbaren Titan-Aluminium-Legierungen untersucht.

Die Rißausbreitungsmessungen an der Ti-10Al-Legierung wurden an Proben durchgeführt, die von der Homogenisierungstemperatur abgeschreckt und anschließend für 6 h bei 500 °C ausgehärtet worden waren. Bild 66 zeigt den $da/dN-\Delta K$ -Verlauf für zwei Probendicken. An einer 2 mm dicken SEN-Probe wurden höhere Rißgeschwindigkeiten und niedrigere ΔK_{O} -Werte gemessen als an einer 12,7 mm dicken CT-Probe.

Die Proben der zweiten Titan-Aluminium-Legierung (Ti-8,6Al) wurden nicht abgeschreckt und ausgehärtet, sondern von der Homogenisierungstemperatur langsam (im thermischen Gleichgewicht) bis auf

Raumtemperatur abgekühlt. Bild 67 zeigt, daß die Rißausbreitungskurven für die zwei Probendicken nach dieser Behandlung zusammenfallen. Die ΔK -Werte bei einer Rißgeschwindigkeit von $da/dN = 1 \cdot 10^{-3} \mu\text{m/LW}$ sind für die zwei Legierungen und die beiden Probendicken in Tabelle 11 zusammengefaßt. Diese Werte sind in Bild 68 grafisch dargestellt. Aus der Auftragung der ΔK -Werte über der Probendicke wird deutlich, daß nach dem Abschrecken und Aushärten (Ti-10Al) der Einfluß der Probendicke auf die Rißausbreitung vergleichbar ist mit dem an der Legierung X-7075 gefundenen Verhalten (Bilder 58, 60). Nach dem langsamen Abkühlen von der Homogenisierungstemperatur (Ti-8,6Al) sind keine Unterschiede im Rißausbreitungsverhalten bei unterschiedlichen Probenformen (SEN, CT) und verschiedenen Probendicken (2 mm, 12,7 mm) vorhanden.

4. Diskussion

4.1 Einfluß der Mikrostruktur auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten

4.1.1 Einfluß der Aushärtung und der Gleitverteilung auf die Rißausbreitung im Vakuum

Kohärente, geordnete Teilchen können von Versetzungen durchschnitten werden. Der Durchschneidmechanismus führt, wie eingangs erwähnt, zu einer bevorzugten Versetzungsbewegung in relativ wenigen Gleitebenen und damit zu einer inhomogenen Gleitverteilung. Die kritische Schubspannung τ_0 in einer durch kohärente Teilchen ausscheidungsgehärteten Legierung setzt sich aus zwei Anteilen zusammen: $\tau_0 = \tau_M + \Delta\tau_T$. Dabei ist τ_M die kritische Schubspannung der Matrix, $\Delta\tau_T$ die Erhöhung durch die Teilchen. Bei schneidbaren Teilchen gilt dabei für diesen Anteil $\Delta\tau_T$: $\Delta\tau_T \sim (\gamma_A^{3/2} + \epsilon/\epsilon^{3/2}) \cdot r^{1/2} \cdot f^{1/2}$ (γ_A = Antiphasengrenzflächen-Energie, r = Teilchenradius, f = Volumenanteil der Ausscheidungsphase, ϵ/ϵ = Betrag des relativen Verzerrungsgrads durch unterschiedliche Gitterkonstanten von Matrix und Teilchen). Setzt man voraus, daß der Gleichgewichtsvolumenanteil der Aushärtungsphase bei einer bestimmten Auslagerungstemperatur schon nach kurzer Zeit vollständig ausgeschieden ist, so wird die Erhöhung von $\Delta\tau_T$ und damit der Streckgrenze durch schneidbare Teilchen bei steigender Auslagerungszeit nur durch das

Wachstum dieser Teilchen bestimmt. Da die Löslichkeit für die Legierungsatome der aushärtenden Phase in der Matrix mit steigender Temperatur steigt, ist der ausgeschiedene Volumenanteil bei einer höheren Auslagerungstemperatur geringer. Bei gleichen Streckgrenzen ist daher der Teilchenradius r bei einer höheren Auslagerungstemperatur größer. In den hier untersuchten ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen bilden sich beim Wachstum der kohärenten η -Phase zunehmend Kohärenzspannungsfelder aus, bedingt durch die unterschiedlichen Gitterkonstanten von Matrix und Teilchen. Mit ansteigendem Teilchenradius r werden daher zunehmend Quergleitprozesse, induziert durch die lokalen elastischen Spannungsfelder, auftreten, die zu einer homogenen Gleitverteilung führen.

In einem überalterten Gefüge liegt in der Matrix die teilkohärente η' -Phase vor, die von Versetzungen nur selten geschnitten wird. In diesem Fall ist die Gleitverteilung homogen.

Die Diskussion der Versuchsergebnisse soll auf der Grundlage eines Konzepts der reversiblen Versetzungsbewegung in der plastischen Zone vor Ermüdungsrisen basieren. Diese Modellvorstellung wurde von Hornbogen und Zum Gahr [5] entwickelt, um die unterschiedlichen Ermüdungsrißausbreitungsgeschwindigkeiten in einer γ -Fe-Ni-Al-Legierung bei verschiedenen Aushärtungszuständen zu erklären. Es wird bei diesem Modell davon ausgegangen, daß mit zunehmender Inhomogenität der Gleitung die Bewegung von Versetzungen in der plastischen Zone vor der Rißspitze in immer weniger Gleitsystemen auf immer weniger Gleitebenen mit zunehmendem Abstand voneinander erfolgt. Im Extremfall wird bei kleinen ΔK Werten während eines Lastwechsels an der Rißspitze nur ein Gleitsystem aktiviert, in dem Versetzungen auf einer Gleitebene laufen (Bild 69). Im entlasteten Teil des Lastzyklus können in diesem Fall von n_0 vorwärts bewegten und aufgestauten Versetzungen n_R auf der Gleitebene wieder zurückgleiten, da die Abstoßungskräfte zwischen den aufgestauten Versetzungen als rücktreibende Kräfte wirken. Diese n_R -Versetzungen leisten keinen Beitrag zur Rißausbreitung: $da/dN = (n_0 - n_R) \cdot b$ (b = Burgersvektor). Wenn die Homogenität der Gleitung zunimmt, sinkt die Anzahl rücklauffähiger Versetzungen, da die Rißausbreitung in mehreren Gleitsystemen erfolgt und die zwischen benachbar-

ten Gleitebenen wirkenden Kräfte die Rückgleitung zunehmend behindern. Dadurch wird die Rißausbreitung pro Lastwechsel größer.

Das unterschiedliche Rißausbreitungsverhalten bei gleicher Streckgrenze (Bild 26) läßt sich nun mit diesem Modell erklären. Der Zustand mit dem günstigsten $da/dN-\Delta K$ -Verlauf ($100\text{ h } 100^\circ\text{C}$) zeigt im niedrigen Geschwindigkeitsbereich Rißausbreitung längs weniger Gleitebenen, wie aus dem großen Abstand der Gleitstufen auf der Bruchfläche deutlich wird (Bild 27a). Die inhomogene Gleitverteilung ist auf den hohen Volumenanteil und den kleinen Teilchenradius kohärenter Teilchen in der Matrix zurückzuführen. Im Idealfall wird an der Rißspitze nur ein Gleitsystem aktiviert, in dem Versetzungen sich auf einer Gleitebene bewegen. In dieser durch Schneidprozesse entfestigten Ebene stauen sich Versetzungen bis zum Erreichen der Maximallast in einem Lastzyklus auf. Als Aufstaulänge kann dabei die Größe der plastischen Zone angesehen werden. Die abstoßenden Kräfte zwischen den Versetzungen gleichen Vorzeichens führen dabei zu einer Verfestigung. Während des entlastenden Teils des Lastzyklus können Versetzungen so lange auf ihrer Gleitebene zurücklaufen, bis die rücktreibende Kraft (bedingt durch die abstoßenden Kräfte) gleich der Mischkristallfestigkeit τ_M ist. Dabei verläßt eine Anzahl von ihnen das Material an der Rißspitze und verlangsamt dadurch die Rißausbreitung [5].

Die höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten des überalterten Zustands ($70\text{ h } 160^\circ\text{C}$) zeigen eine qualitative Übereinstimmung mit den von Hornbogen und Zum Gahr [5] gefundenen Ergebnissen. Die homogene Gleitverteilung in diesem Zustand ist auf die teilkohärenten n' -Matrixausscheidungen zurückzuführen (Bild 9b), die von Versetzungen zumeist nach dem Orowanmechanismus (Bild 2b) umgangen werden. Bei ansteigender Last in einem Lastwechsel führt die starke Verfestigung durch Versetzungsringe dazu, daß bei Erreichen einer kritischen Verfestigung in der Gleitebene ein neues Gleitsystem an der Rißspitze aktiviert wird. Die Versetzungen laufen auf einer Gleitebene wiederum bis zum Erreichen der kritischen Verfestigung, danach wiederholt sich der Prozeß, so daß bis zur Maximallast in einem Lastwechsel mehrere Gleitsysteme und Gleitebenen zur Rißausbreitung beitragen. Die Verfestigung in den Gleitbändern ist nicht reversibel. Im entlastenden Teil des Last-

wechsels verhindern die Versetzungsringe das Rückgleiten von aufgestauten Versetzungen auf ihren Gleitebenen. Schematisch zeigt diesen Mechanismus Bild 69a. Die feinen Gleitstufen auf der Bruchfläche des überalterten Zustands (Bild 27c) unterstützen die Annahme, daß die Rißausbreitung in diesem Gefüge nach dem beschriebenen Mechanismus erfolgt.

Der zweite unteralterte Zustand (1 h 160 °C) zeigt ebenfalls Rißausbreitung längs feiner Gleitstufen (Bild 27b). Der Volumenanteil der kohärenten Teilchen ist bei einer Aushärtung bei 160 °C geringer als bei 100 °C, wegen des gleichen Aushärtungsbetrags sind die Teilchen aber größer. Die damit verbundenen höheren Kohärenzspannungsfelder induzieren Quergleitprozesse der sich bewegenden Versetzungen. Die kohärenten Teilchen werden daher öfter durch Quergleiten und Bildung von Versetzungsringen umgangen. Dieser Prozeß führt zu einer höheren Verfestigung in den Gleitbändern und damit zu einer höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeit gegenüber dem bei 100 °C ausgelagerten Zustand, ähnlich wie im überalterten Gefüge. Es wird angenommen, daß die geringeren Rißgeschwindigkeiten und der höhere ΔK_0 -Wert des 1 h bei 160 °C ausgelagerten Zustands gegenüber dem überalterten auf eine nicht so ausgeprägte Homogenität der Gleitverteilung zurückzuführen sind, wenn auch die Bruchflächen (Bild 27b,c) keine signifikanten Unterschiede im Abstand der Gleitstufen erkennen lassen.

Die bei RT und 100 °C bis zum gleichen Aushärtungsbetrag ausgelagerten Proben zeigen hingegen einen annähernd gleichen Verlauf der $da/dN-\Delta K$ -Kurven im Vakuum (Bild 24). Ein Vergleich der Bruchflächen bei niedriger Geschwindigkeit (Bilder 21a und 25) läßt erkennen, daß die Rißausbreitungsmechanismen (Rißausbreitung längs feiner Gleitstufen) ebenfalls gleich sind. Dies macht deutlich, daß die Unterschiede in Volumenanteil und Größe der kohärenten Ausscheidungsteilchen nach der Auslagerung bei RT und 100 °C zu gering sind, um die Gleitverteilung wesentlich zu beeinflussen. Einen weiteren Hinweis darauf geben auch die in den Zugversuchen ermittelten Werte für die wahren Bruchspannungen und -Dehnungen, die für beide Zustände ebenfalls etwa übereinstimmen (Tabelle 6).

Durch steigende Auslagerungszeiten bei konstanter Temperatur wird bis zum Streckgrenzenmaximum der Anteil $\Delta\tau_T$ an der Streckgrenze bei gleich bleibendem Volumenanteil durch das Wachstum der Ausscheidungsteilchen erhöht. Haben die ausgeschiedenen kohärenten Teilchen dabei die gleiche Gitterkonstante wie die Matrix oder sind die Unterschiede in den Gitterkonstanten sehr gering, wie dies etwa in ausscheidungshärtbaren α -Titan-Aluminium-Legierungen der Fall ist [68], so wird mit steigender Auslagerungszeit die Gleitverteilung immer inhomogener. Dies bedeutet, daß die Reversibilität der Versetzungsbewegung in der plastischen Zone vor dem Ermüdungsriß größer wird. Der Grund dafür ist, daß die Zahl der Versetzungen in einem Aufstau auf einer Gleitebene, und damit auch die Anzahl rückgleitfähiger Versetzungen, von der wirksamen Schubspannung und damit von $\Delta\tau_T$ abhängig ist. Mit steigender Aushärtung sollte also bei gleichem ΔK die Rißausbreitungsgeschwindigkeit abnehmen. An unterschiedlich ausgehärteten Zuständen einer α -Titan-Aluminium-Legierung wurde dieses Verhalten auch experimentell nachgewiesen [69]. Bild 20 zeigt, daß diese Tendenz für die 0,5 h, 10 h und 100 h bei 100 °C ausgelagerten Proben der Legierung X-7075_{II} nicht auftritt. Das etwas schlechtere Rißausbreitungsverhalten im unteren Geschwindigkeitsbereich des 100 h ausgelagerten Zustands gegenüber einer Auslagerung für 10 h wird aus den unterschiedlichen $\Delta K_{0.2}$ -Werten (8 MNm^{-3/2} für 100 h, 9,2 MNm^{-3/2} für 10 h) ersichtlich. Die Unterschiede im Kurvenverlauf werden wiederum auf die mit der unterschiedlichen Größe der kohärenten Ausscheidungsteilchen in beiden Zuständen verbundenen unterschiedlichen elastischen Spannungsfelder um die kohärenten Teilchen zurückgeführt, wenn auch die Bruchflächen kaum Unterschiede aufweisen (Bild 21b,c). Dies zeigt, daß die Kohärenzspannungsfelder zwar schon das Rißausbreitungsverhalten nach einer Auslagerung von 100 h bei 100 °C beeinflussen, aber noch nicht zu einer so homogenen Gleitverteilung wie bei dem 1 h bei 160 °C ausgelagerten Zustand führen (Bild 27b). Die niedrigsten Rißausbreitungsgeschwindigkeiten der bei 100 °C ausgehärteten Gefüge zeigte der für 0,5 h ausgelagerte Zustand. Ähnlich wie bei den bei 160 °C ausgehärteten Zuständen sind auf den Bruchflächen feine Gleitstufen zu finden, die die homogene Gleitverteilung erkennen lassen. Eine homogene Gleitverteilung, verbunden mit kleinem $\Delta\tau_T$, führt demnach in den in dieser Arbeit untersuchten Aluminiumlegierungen zu einem günstigeren Rißaus-

breitungsverhalten als eine inhomogene Versetzungsverteilung, die mit einem höheren $\Delta\epsilon_T$ verbunden ist.

Es sei an dieser Stelle erwähnt, daß auch andere Faktoren für das Rißausbreitungsverhalten von Bedeutung sein können. Ein von Chakraborty [70] vorgestelltes Rißausbreitungsmodell beschreibt die Ermüdungsrißausbreitung durch die aus Kurzzeitermüdungsversuchen mit konstanter plastischer und konstanter Gesamtdehnungsamplitude zu erhaltenden Kenngrößen. Nach diesem Modell, das auch durch Versuche an einigen Legierungen experimentell bestätigt wurde, verbessert sich das Rißausbreitungsverhalten mit einem Anstieg des Elastizitätsmoduls E , des zyklischen Verfestigungsexponenten n' , der zyklischen Streckgrenze $\sigma_{0,2}'$, des zyklischen Duktilitätskoeffizienten ϵ_F' , der in erster Näherung der wahren Bruchdehnung ϵ_F gleichgesetzt werden kann, sowie mit der Vergrößerung eines mikrostrukturellen Bereichs ρ in der plastischen Zone, der in der Nähe von ΔK_0 abhängig von der Korngröße oder von Teilchenabständen ist. An Al-Zn-Mg-Legierungen wurde mit steigender Aushärtung das Absinken von n' und ϵ_F' gemessen [71, 72], so daß auch der Einfluß dieser Faktoren auf das Rißausbreitungsverhalten der hier an der Legierung X-7075_{II} untersuchten Aushärtungszustände denkbar ist. Das günstigere Rißausbreitungsverhalten des 0,5 h bei 100 °C ausgehärteten Zustands gegenüber dem 1 h bei 160 °C ausgehärteten, die beide etwa die gleiche wahre Bruchdehnung haben (Tabelle 6), wäre dann auf den höheren zyklischen Verfestigungsexponenten n' des Zustands mit der geringeren Aushärtung zurückzuführen, wobei die geringere Streckgrenze dieses Zustands durch den hohen Verfestigungsexponenten überkompensiert wird. Eine Reduzierung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit in einem austenitischen Stahl, bei dem vor der Rißspitze eine spannungsinduzierte martensitische Umwandlung erfolgte, wurde ebenfalls auf den hohen Verfestigungsexponenten des umgewandelten Gefüges vor der Rißspitze zurückgeführt [73].

Aus der Bruchmechanik kann unter der Voraussetzung eines elastisch-ideal plastischen Werkstoffverhaltens ein Zusammenhang zwischen der Rißöffnung δ an der Rißspitze und den Kenngrößen K , E und $\sigma_{0,2}$ hergeleitet werden.

$$\delta = A \cdot \frac{(K)^2}{\sigma_{0,2} \cdot E}$$

Unter der üblichen Annahme, daß die Rißausbreitung Δa proportional zur Rißöffnung δ ist, wird dann die Rißausbreitung pro Lastwechsel unter zyklischer Belastung dargestellt als

$$da/dN = C \cdot \frac{(\Delta K)^2}{\sigma_{0,2} \cdot E} \quad [74].$$

C ist dabei eine dimensionslose Konstante. Nach dieser Beziehung führen ein steigender Elastizitätsmodul E und eine steigende Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ zu einer Verringerung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit. Aus den Bildern 20 und 26 wird deutlich, daß für die hier untersuchten Zustände diese postulierte alleinige Abhängigkeit der Rißausbreitung von der Streckgrenze und dem Elastizitätsmodul, der für alle untersuchten Zustände gleich ist [7], nicht zutrifft und das Rißausbreitungsverhalten von zusätzlichen Parametern abhängt. Die obige Beziehung setzt durch die Annahme einer Proportionalität zwischen δ und Δa voraus, daß die Rißausbreitung durch irreversibles plastisches Fließen an der Rißspitze erfolgt. Dabei wird jedoch, besonders im niedrigen Geschwindigkeitsbereich, der starke Einfluß des Verfestigungsverhaltens und der Bruchdehnung in der plastischen Zone vor der Rißspitze vernachlässigt.

Hahn und Rosenfield [75] haben eine Beziehung abgeleitet, die die Rißzähigkeit K_{IC} durch mechanische Kennwerte aus Zugversuchen beschreibt.

$$K_{IC} \approx (C_1 \cdot \sigma_{0,2} \cdot E \cdot \epsilon_F \cdot n^2)^{1/2}$$

C_1 ist dabei eine empirische Konstante mit der Dimension einer Länge. Nimmt man an, daß alle mechanischen Kennwerte, die K_{IC} erhöhen, in gleicher Weise zu einer Erhöhung der ΔK_0 -Werte bei der Ermüdungsrißausbreitung führen, so kann, unter Verwendung der zyklischen mechanischen Kennwerte, diese Beziehung modifiziert werden.

$$\Delta K_O \approx (C_2 \cdot \sigma_{O,2}' \cdot E \cdot \epsilon_F' \cdot n'^2)^{1/2}$$

Die Konstante C_2 hat dabei wiederum die Dimension einer Länge. Nach dieser Beziehung ist der bei gleicher Streckgrenze niedrigere ΔK_O -Wert des 70 h bei 160 °C ausgelagerten Zustands (überaltert) gegenüber dem für 1 h bei gleicher Temperatur ausgelagerten unteralterten Zustands auf die geringeren ϵ_F' - und n' -Werte des überalterten Zustands zurückzuführen. Aufgrund der ϵ_F - und σ_F -Werte der beiden Zustände (Tabelle 6) kann nach der Beziehung $\sigma_F - \sigma_O = K \cdot \epsilon_F^n$ (σ_O = Fließspannung, K = Konstante) auf einen niedrigeren Verfestigungsexponenten n des überalterten Zustands bei statischer Belastung geschlossen werden. Da die wahre Bruchdehnung ϵ_F ebenfalls geringer ist, sind niedrigere zyklische ϵ_F' - und n' -Werte in diesem Zustand durchaus möglich.

Ein Versuch, die gegenüber diesen beiden Zuständen geringeren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten des für 100 h bei 100 °C ausgelagerten Zustands nach diesem Konzept zu erklären, führt hingegen zu keinem befriedigenden Ergebnis. Nach Tabelle 6 sind sowohl ϵ_F als auch σ_F in diesem Zustand niedriger als nach einer Auslagerung für 1 h bei 160 °C. Daraus kann wiederum auf einen geringeren Verfestigungsexponenten geschlossen werden, so daß angenommen werden kann, daß auch die zyklischen Kennwerte n' und ϵ_F' in diesem Zustand niedriger sind und damit zu einem niedrigeren ΔK_O -Wert führen sollten. Als Ursache für das günstige Rißausbreitungsverhalten dieses Zustands ist die inhomogene Gleitverteilung durch schneidbare kohärente Teilchen angesehen worden. Der Einfluß der Gleitverteilung als eines zusätzlichen Parameters für die Rißausbreitung wird jedoch durch eine Beschreibung des Rißausbreitungsverhaltens mit mechanischen Kennwerten nicht erfaßt.

Da mit steigender Aushärtung bis zum Aushärtungsmaximum die K_{IC} -Werte geringer werden [29], sollten die ΔK_O -Werte bei der Ermüdungsrißausbreitung mit steigender Aushärtung gleichfalls abnehmen. Die Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen an unterschiedlich ausgehärteten Zuständen (Bild 20) bestätigen diese Annahme und zeigen, daß für diese Zustände der Einfluß der mechanischen Kennwerte ge-

genüber der Gleitverteilung für das Rißausbreitungsverhalten bestimmend ist.

4.1.2 Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitung im Vakuum und im korrosiven Medium

Bisherige Untersuchungen über die Abhängigkeit des Rißausbreitungsverhaltens von der Korngröße lassen keinen systematischen Einfluß dieses Parameters erkennen [13-18]. Diese Untersuchungen erfolgten jedoch nicht nur an verschiedenen Legierungen mit unterschiedlichen Mikrostrukturen, einige dieser Rißausbreitungsmessungen wurden auch an Laborluft durchgeführt [14, 18], also in einem korrosiven Medium. Die widersprüchlichen Versuchsergebnisse mögen daher zum Teil darauf zurückzuführen sein, daß der Einfluß der Korngröße nicht vom zusätzlichen Einfluß des umgebenden Mediums getrennt wurde. Die Untersuchungen in dieser Arbeit haben ergeben, daß ein Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitung in der 3,5 %igen Natriumchlorid-Lösung kaum vorhanden ist, im Vakuum jedoch auftritt und abhängig von der Aushärtung ist (Bild 36).

Der größte Einfluß der Korngröße auf die Ermüdungsrißausbreitung im Vakuum wurde an dem unteralterten Zustand gemessen, bei dem ein kleines Korn zu deutlich höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten führte, im maximal ausgehärteten Zustand ist der gemessene Effekt gering.

Der Einfluß der Aushärtung auf die Rißausbreitung im Vakuum wurde im vorigen Abschnitt auf die unterschiedlichen Gleitverteilungen, abhängig von Größe, Struktur und Volumenanteil der Ausscheidungen zurückgeführt. Ein Vergleich der Rißausbreitungskurven bei gleicher Korngröße zeigt, daß auch der maximal ausgehärtete Zustand (20 h 160 °C) mit einer homogenen Gleitverteilung gegenüber dem unteralterten Zustand (24 h 100 °C) mit inhomogener Gleitverteilung höhere Rißausbreitungsgeschwindigkeiten zeigt.

Die Gleitverteilung wird nun zusätzlich von der Korngröße beeinflusst. Bild 70 zeigt schematisch die Versetzungsanordnungen bei gleichem ΔK in der plastischen Zone vor einem Ermüdungsriß für zwei verschiedene Korngrößen. Um die unterschiedlichen ΔK_0 -Werte

bei verschiedenen Korngrößen zu erklären, wird eine Situation betrachtet, bei der bei Erreichen der Maximallast in einem Lastzyklus die plastische Zone etwas kleiner als das große Korn ist. Ist das Gefüge nun durch kohärente Teilchen gehärtet, die von Versetzungen geschnitten werden können, so führt dieser Schneidprozeß zu einer inhomogenen Gleitverteilung. Im idealen Fall erfolgt dann die Bewegung von Versetzungen in nur einem Gleitsystem auf einer Gleitebene. Im großen Korn stauen sich die Versetzungen am Ende der plastischen Zone gegen die Fließspannung τ_0 auf. Im entlastenden Teil des Lastzyklus können diese Versetzungen reversibel zurückgleiten, so daß eine große Zahl der vorwärts bewegten Versetzungen das Material an der Rißspitze verläßt und damit keinen Beitrag zur Rißausbreitung leistet. Im kleinen Korn ist die plastische Zone größer als die Korngröße. Die Versetzungen stauen sich deshalb zunächst gegen die Korngrenzen auf. Unter der Annahme, daß die an der Aufstauspitze wirkende hohe lokale Spannungskonzentration $\tau^* = n \cdot \tau_0$ (n = Anzahl von Versetzungen im Aufstau, τ_0 = effektive Schubspannung in der Gleitebene) zum Abscheren der Korngrenzen nicht ausreicht, wird durch diese hohe lokale Spannung Sekundärgleitung an der Aufstauspitze induziert. Diese sekundären Gleitsysteme schneiden die Hauptgleitebene und führen so zu einer Verfestigung. Zugleich wird durch die Spannungsspitze an der Korngrenze auch Gleitung im benachbarten Korn induziert. Diese Versetzungen können beim Entlasten nur bis zur Korngrenze zurücklaufen. Im Korn vor der Rißspitze wird durch die Wechselwirkung der Versetzungen des sekundären Gleitsystems mit denen des Hauptgleitsystems die Anzahl rückgleitfähiger Versetzungen reduziert. Beide Prozesse führen zu einer Verringerung der Reversibilität und damit zu einer höheren Rißausbreitung pro Lastwechsel, da diese sich aus der Differenz von an der Rißspitze vorwärts bewegten und zurückgeglittenen Versetzungen ergibt: $\Delta a = \Delta n \cdot b$ (b = Burgersvektor). Die gleiche Situation vor der Rißspitze wird beim großen Korn erst bei größeren plastischen Zonen erreicht, so daß meßbare Rißausbreitung erst bei höheren ΔK -Werten erfolgt.

Die Gültigkeit des beschriebenen Modells wird durch die Analyse der Bruchflächen im unteralterten Zustand unterstützt (Bild 29). Nahe der jeweiligen ΔK_0 -Werte erfolgt für beide Korngrößen die Rißausbreitung längs weniger Gleitebenen (Bild 29a,c). Ein Vergleich

der Bruchflächen bei gleichem ΔK (nahe ΔK_0 für das große Korn) zeigt Anzeichen feinerer Gleitung in dem Gefüge mit kleiner Korngröße (Bild 29b,c).

Bei maximal ausgehärtetem Zustand erfolgt für beide Korngrößen bei niedrigen ΔK -Werten die Rißausbreitung längs feiner Gleitstufen (Bild 32). Dies zeigt, daß schon bei einem großen Korn die Reversibilität der Versetzungsbewegung stark reduziert ist. Ursache dafür sind die teilkohärenten Ausscheidungsteilchen in diesem ausgehärteten Gefüge, die zumeist von Versetzungen umgangen werden. Dies führt zu einer Verfestigung in den Gleitebenen und zu einer homogenen Gleitverteilung. Der zusätzliche Einfluß der Korngröße auf die Gleitverteilung ist gering und die Unterschiede in den ΔK_0 -Werten für beide Korngrößen nicht so stark ausgeprägt wie im unteralterten Zustand.

Eine feste Beziehung zwischen dem Verhältnis der Korngrößen und dem Verhältnis der plastischen Zonen-Größen bei ΔK_0 , wie sie in einigen Fällen berichtet wird [14-16], wurde bei den hier untersuchten Korngrößen und Aushärtungszuständen nicht gefunden. Errechnet man die Größe der statischen plastischen Zone nach der Beziehung

$$r_{pl} = C \cdot \left(\frac{K_{max}}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \quad C = \text{Konstante}$$

so ergibt sich ein Verhältnis der plastischen Zonen bei ΔK_0 von 1:1,6 für den unteralterten Zustand und ein Verhältnis von 1:1,2 für den maximal ausgehärteten Zustand, während das Verhältnis der Korngrößen etwa 1:5 beträgt. Eine Korrelation der Korngrößen mit den Größen der plastischen Zonen ist daher bei den hier untersuchten Zuständen nicht möglich. Es ist jedoch zu berücksichtigen, daß die Gleitverteilung in der Legierung X-7075 auch im unteralterten Zustand nicht extrem inhomogen ist, da die Spannungsfelder um die kohärenten Teilchen und Quergleitprozesse wegen der hohen Stapelfehlerenergie von Aluminium zu einer Verfestigung in den aktivierten Gleitebenen führen. Wie aus dem Modell ersichtlich wird, hängt die Zahl der auf den Gleitebenen zurücklaufenden Versetzungen stark vom Grad der Gleitinhomogenität ab. An einer

Ti-Al-Legierung, die die Voraussetzung planare Gleitung wesentlich besser erfüllt, ist der gleiche Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitung wie an der hier untersuchten Aluminiumlegierung gefunden worden. Die Unterschiede in den ΔK_0 -Werten für unterschiedliche Korngrößen sind jedoch größer und die Größen der plastischen Zonen bei ΔK_0 korrelieren gut mit den Korngrößen [15].

Mit steigendem ΔK , wenn die Größen der plastischen Zonen die Korngrößen wesentlich übersteigen, nimmt der Korngrößeneinfluß wegen geringer werdender Reversibilitätsunterschiede ab. Da sich jedoch, im statistischen Mittel gesehen, beim kleinen Korn stets mehr Korngrenzen in der plastischen Zone befinden, sollten die Rißausbreitungsgeschwindigkeiten beim kleinen Korn immer noch etwas höher als beim großen Korn sein, was auch experimentell bestätigt wurde (Bild 28, 31).

In Abschnitt 4.1.1 wurde die Abhängigkeit der Rißausbreitung von mechanischen Kennwerten (E , $\sigma_{0,2}'$, ϵ_F' , n') diskutiert. Der Elastizitätsmodul E ist unabhängig von der Korngröße. Da die Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ aus dem Zugversuch bei den untersuchten Zuständen ebenfalls für beide Korngrößen gleich ist, kann angenommen werden, daß dies auch für die zyklische Streckgrenze $\sigma_{0,2}'$ gilt. Aufgrund der mechanischen Kennwerte aus dem Zugversuch (Tabelle 5) kann jedoch auf höhere ϵ_F' - und n' -Werte bei einer kleinen Korngröße geschlossen werden, die nach der diskutierten Abhängigkeit der ΔK_0 -Werte zu einem höheren ΔK_0 -Wert beim kleinen Korn führen sollten. Die Rißausbreitungsmessungen ergaben jedoch einen entgegengesetzten Korngrößeneinfluß (Bild 28, 31), der mit dem Konzept der Reversibilität befriedigend erklärt werden kann. Dies macht deutlich, daß die Beeinflussung der Gleitverteilung durch eine Korngrößenreduzierung besonders im unteralterten Zustand für das Rißausbreitungsverhalten der dominierende Parameter ist.

Rißausbreitung im korrosiven Medium

Aus der Zusammenstellung der da/dN - ΔK -Kurven für die Rißausbreitungsmessungen im Vakuum und in der 3,5 %igen Natriumchlorid-Lösung (Bild 43) geht hervor, daß die Rißausbreitungsgeschwindigkeiten im korrosiven Medium um mindestens eine Zehnerpotenz größer sind als im Vakuum. Die absoluten Rißausbreitungsgeschwindigkeiten sind im

korrosiven Medium nur wenig abhängig von der Aushärtung und der Korngröße. Der Übergang vom Korngrenzenbruch zum transkristallinen Gleitbandbruch konnte für alle untersuchten Zustände mit den jeweiligen ΔK_0 -Werten im Vakuum korreliert werden. Es wird nun angenommen, daß die interkristalline Rißausbreitung unterhalb dieses ΔK_0 -Werts als Spannungsrißkorrosion unter zyklischer Belastung erfolgt, da der extrem verformungsarme interkristalline Bruch (Bild 38b) auch bei der Spannungsrißkorrosion der hier untersuchten Legierung [76] und von Al-Zn-Mg-Legierungen [49-52, 77, 78] auftritt.

In letzter Zeit gibt es zunehmend Hinweise darauf, daß der interkristalline SRK-Bruch auf den Einfluß von Wasserstoff zurückzuführen ist [49-54]. Da die Versprödung der Korngrenzen durch Wasserstoff hauptsächlich abhängig von der mechanischen Spannung an der Rißspitze und von der Zeit ist, würde solch ein Mechanismus die Unabhängigkeit der Ermüdungsrißausbreitung im korrosiven Medium von Korngröße und Aushärtung erklären.

Der Prozeß der Wasserstoffversprödung wird nun wie folgt angenommen: An der Rißspitze wird durch eine elektrochemische Reaktion der freien Metalloberfläche mit dem Elektrolyten Wasserstoff freigesetzt: $2\text{Al} + 3\text{H}_2\text{O} = \text{Al}_2\text{O}_3 + 6\text{H}$. Der Wasserstoff wird an der Rißoberfläche adsorbiert und diffundiert in das Gefüge. Der Wasserstoff diffundiert bei niedrigen ΔK -Werten bevorzugt längs der Korngrenzen. Eine experimentelle Bestätigung findet diese Annahme in der Beobachtung, daß beim Einsetzen eines interkristallinen SRK-Bruchs Wasserstoff frei wird [50]. Wegen der bevorzugten Korngrenzen-diffusion spricht auch der niedrige Volumen-Diffusionskoeffizient für Wasserstoff bei RT in Aluminium ($D = 2 \cdot 10^{-14} \text{ mm}^2/\text{s}$, [50]) nicht gegen den angenommenen Mechanismus. Nimmt man nun an, daß der diffundierende Wasserstoff atomar ist und in den Korngrenzen zu H_2 rekombiniert, so können durch den hohen Partialdruck des molekularen Wasserstoffs die Kohäsionskräfte der Metallatome in den Korngrenzen durch die angelegte Spannung überschritten werden. Dies führt dann zu einem Aufreißen der Korngrenzen durch die Normalspannungskomponente der angelegten Spannung. Die Rißausbreitung ist erst möglich, wenn die H-Konzentration vor der Rißspitze groß genug ist, um eine Dekohäsion der Korngrenzen unter Einfluß der angelegten mechanischen Spannung zu bewirken. Da aber anzunehmen ist,

daß die Wasserstoffkonzentration nur in der Nähe des Ermüdungs-
risses, d.h., in Bereichen der kleinen plastischen Zone groß genug
ist, erfolgt Rißstillstand, sobald die Rißspitze sich in einem
Bereich zu geringer Konzentration befindet. Weitere Rißausbreitung
erfolgt erst, wenn genügend Wasserstoff eindiffundiert ist, um
eine kritische Konzentration für die weitere Rißausbreitung zu
erreichen [53]. Es ist anzunehmen, daß die hydrostatische Span-
nungsverteilung des ebenen Dehnungszustands vor der Rißspitze die
Wasserstoffdiffusion erleichtert, da die interstitielle Wasser-
stoff-Löslichkeit in einem unter mechanischer Spannung stehenden
Körper größer als in einem spannungslosen Körper ist [79]. Die
Annahme, daß eine kritische Wasserstoffkonzentration für die Riß-
ausbreitung erforderlich ist und daß der Riß sich nur über eine
Strecke ausbreitet, in der diese Konzentration vorhanden ist, er-
klärt den beobachteten diskontinuierlichen Rißfortschritt
(Abschnitt 3.3.2.2). Ein weiteres Anzeichen für die Wasserstoff-
versprödung ist die Bildung von Gasblasen an der Ermüdungsriß-
spitze während der Rißausbreitung. Es wird angenommen, daß es sich
dabei um Wasserstoffblasen handelt. Die Bildung von Wasserstoff-
blasen an Korngrenzen wurde experimentell an wasserstoffbeladenen
Proben nachgewiesen [51].

Die Länge des Wegs der Rißfront längs der durch Wasserstoff ver-
sprödeten Korngrenzen ist in erster Näherung unabhängig von der
Korngröße. Dies erklärt das gleiche Rißausbreitungsverhalten bei
kleinem und großem Korn im korrosiven Medium (Bild 35, 36). Die
Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen zeigen zudem, daß die
untersuchten Aushärtungszustände (unteraltert, maximal ausgehärtet)
nur ein geringfügig abweichendes Rißausbreitungsverhalten in der
3,5 %igen Natriumchlorid-Lösung zeigen (Bild 43). Es kann deshalb
angenommen werden, daß die interkristalline Rißausbreitung auch
im maximal ausgehärteten Zustand nicht wesentlich durch die aus-
scheidungsfreien Zonen und die inkohärenten Korngrenzenausschei-
dungen beeinflusst wird.

Bei ΔK -Werten, die den ΔK_O -Werten für die Rißausbreitung im Vakuum
entsprechen, erfolgt der Wechsel von der Rißausbreitung längs
Korngrenzen zur Rißausbreitung längs Gleitbändern (Bild 39). Beim
unteralterten Zustand lassen sich auf den Kornflächen, die in

diesem Übergangsbereich noch auf den Bruchflächen zu finden sind, im REM Ermüdungslinien auflösen (Bild 38c). Daraus wird deutlich, daß der Korngrenzenbruch auch bei niedrigeren ΔK -Werten nicht unbedingt ohne plastische Verformung erfolgen muß. Verformungsanzeichen sind aber bei niedrigeren ΔK -Werten im REM nicht auflösbar (Bild 38b). Im maximal ausgehärteten Zustand, bei dem an den Korngrenzen ausscheidungsfreie Zonen vorliegen, wurden keine Ermüdungslinien auf den Kornflächen gefunden.

Es wird angenommen, daß die höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten im korrosiven Medium, verglichen mit denen im Vakuum bei gleichem ΔK , auch bei der Rißausbreitung längs Gleitbändern auf den Einfluß von Wasserstoff zurückzuführen sind. Als möglicher Mechanismus ist der Transport von Wasserstoff durch Versetzungen diskutiert worden [80-82]. Durch solch einen Prozeß kann die Reversibilität der Versetzungsbewegung reduziert werden und außerdem die zum Aufreißen der Gleitebenen notwendige kritische Normalspannung herabgesetzt werden.

Bei einer planaren Gleitverteilung sollte nach dem Transportmodell der Wasserstoffeinfluß am größten sein, da dann die Wasserstoffkonzentration stark lokalisiert ist. Dies wird durch die experimentellen Ergebnisse bestätigt (Bild 43). Der Einfluß des umgebenden Mediums auf die Rißausbreitung ist, gegenüber den Vakuum-Meßergebnissen, beim unteralterten Zustand größer als beim maximal ausgehärteten, der eine homogene Gleitverteilung zeigt. Beim unteralterten Zustand wird die Planarität der Gleitverteilung durch ein kleines Korn reduziert, so daß der Einfluß dort geringer als bei einem großen Korn ist (Bild 35).

Eine kritische Konzentration von Wasserstoff in der Matrix wird erst erreicht, wenn eine genügend große Anzahl von Versetzungen von der Rißspitze aus in die plastische Zone hineinlaufen. Die Rißausbreitung längs Gleitbändern setzt deshalb erst bei einem ΔK -Wert ein, bei dem an der Rißspitze genügend plastische Verformung erfolgt (ΔK_0 im Vakuum).

Die Annahme, daß Versetzungen in der plastischen Zone vor dem Ermüdungsriß schnelle Transportwege für Wasserstoff sein können, wird

durch Spannungsrelaxationsversuche unterstützt, die von Smith [83] an der Legierung X-7075 durchgeführt wurden. Dabei wurden Proben nach einer geringen plastischen Verformung für einige Zeit bei konstanter Dehnung gehalten und gleichzeitig mit Wasserstoff beladen. Bei einer darauffolgenden weiteren plastischen Verformung zeigte das Last-Verlängerungsdiagramm einen sägezahnförmigen Verlauf (serrated yielding). Dieses Phänomen wird verursacht durch das wechselnde Festhalten von beweglichen Versetzungen an beweglichen interstitiellen Atomen und dem anschließenden Losreißen von ihnen (Portevin-Lechatelier-Effekt) und gibt damit einen direkten Hinweis für eine Wasserstoff-Versetzungs-Wechselwirkung.

Bei hohen RiBausbreitungsgeschwindigkeiten und ΔK -Werten nähern sich die im korrosiven Medium gemessenen RiBausbreitungskurven immer mehr dem im Vakuum gemessenen Kurvenverlauf an. Die Zeit, die für den Ablauf der elektrochemischen Reaktion an der RiBspitze zur Verfügung steht, wird geringer. Dadurch sinkt die Wasserstoffkonzentration an der RiBspitze und der Umgebungseinfluß auf die ErmüdungsriBausbreitung nimmt ab.

4.1.3 Einfluß der Vorverformung auf die RiBausbreitung im Vakuum und im korrosiven Medium

Die Ergebnisse der RiBausbreitungsmessungen an den technischen Legierungen 7075 und 7475 im Vakuum zeigen deutlich, daß eine Walzvorverformung höhere RiBausbreitungsgeschwindigkeiten gegenüber den unverformten Gefügen bewirkt (Bilder 44, 45). Der Einfluß steigender Vorverformungsgrade wird im folgenden für beide Legierungen gemeinsam diskutiert. Der Einfluß der verwendeten unterschiedlichen Probenformen und -dicken (7075: CT-Probe, 12,7 mm dick; 7475: SEN-Probe, 2,5 mm dick) sowie der "Umkehr-effekt" im RiBausbreitungsverhalten der Legierung 7075 bei hohen ψ -Werten soll im Abschnitt 4.2 diskutiert werden.

Durch steigende Vorverformungsgrade ψ wird das Gefüge der technischen Legierungen in zweifacher Hinsicht variiert:

1. Die Versetzungsdichte steigt an;
2. die kleinen inkohärenten Teilchen und die groben Einschlüsse

brechen in zunehmendem Maße oder die Teilchen-Matrix-Grenzflächen reißen auf.

Beide Vorgänge tragen zu den, gegenüber den unverformten Gefügen höheren Rißgeschwindigkeiten im Vakuum bei.

Die Bilder 46 und 47 zeigen, daß nahe der ΔK_0 -Werte in allen untersuchten Zuständen die Rißausbreitung transkristallin längs Gleitbändern erfolgt. Im unverformten Zustand muß in der plastischen Zone vor der Rißspitze die für den Rißfortschritt notwendige Verfestigung in den Gleitbändern durch die Wechselwirkung von Versetzungen mit den Teilchen aufgebaut werden, bevor Rißausbreitung erfolgt. Bei den vorverformten Zuständen werden diese Gleitbänder schon während der Vorverformung mit Versetzungen aufgefüllt und können deshalb schnell verfestigt werden. Einen wesentlichen Beitrag dazu leisten durch Versetzungsreaktionen entstandene unbewegliche Versetzungen, die die Reversibilität reduzieren können. Die bei der Vorverformung im Gefüge erzeugten Versetzungen erleichtern damit die Rißausbreitung und erhöhen die Rißgeschwindigkeiten.

Mit steigendem Anteil von Teilchen, die bei der Vorverformung gebrochen sind, wird die Hinderniswirkung dieser Teilchen für die Versetzungsbewegung immer geringer. Die Rißausbreitung längs Gleitebenen erfolgt über die an den Teilchen gebildeten Löcher hinweg und die Geschwindigkeit wird so zusätzlich erhöht.

Bei höheren ΔK -Werten wird das Aussehen der Bruchflächen bestimmt durch die Grübchen, die durch das Brechen der großen Fe-Si-Einschlüsse entstehen. Je höher der Anteil von bereits gebrochenen Teilchen ist, desto leichter können die Löcher an diesen Teilchen in der plastischen Zone vor dem Ermüdungsriß zusammenwachsen und um so höher wird die Rißgeschwindigkeit. Bild 48 macht deutlich, daß bei gleichem ΔK der Anteil von Grübchenbruch auf der Bruchfläche mit steigendem ψ zunimmt. Die mit steigendem ψ ansteigenden Rißgeschwindigkeiten zeigen, daß das Zusammenwachsen der Löcher an den Teilchen bestimmend für die Rißgeschwindigkeit ist.

Rißausbreitung im korrosiven Medium

Die Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen in der 3,5 %igen Natriumchlorid-Lösung zeigen, daß auch unter Einfluß eines korrosiven Mediums eine Vorverformung zu höheren Rißgeschwindigkeiten über den ganzen ΔK -Bereich führt, verglichen mit den unverformten Zuständen (Bilder 49, 50). Im Gegensatz zum Verlauf der Rißausbreitungskurven im Vakuum liegen die Kurven für alle Zustände mit $\psi > 0$ aber dicht beieinander. Dies läßt darauf schließen, daß die Parameter, die die Rißausbreitung bestimmen, in der plastischen Zone vor der Rißspitze für diese Zustände ähnlich sind.

Gest und Troiano [53] haben die Spannungsrißkorrosion der Legierung 7075-T6 in 3 %iger Natriumchlorid-Lösung auf die Versprödung durch Wasserstoff zurückgeführt. Der SRK-Bruch dieser Legierung erfolgte dabei als Mischbruch von Korngrenzen- und Gleitbandbruch. Es wird angenommen, daß der Mechanismus der Wasserstoffversprödung auch bei der Ermüdungsrißausbreitung der hier untersuchten technischen Legierungen im korrosiven Medium wirksam ist, bei denen Rißausbreitung im niedrigen ΔK -Bereich überwiegend längs Gleitbändern erfolgt (Bilder 51, 52).

Nach dem Modell von Tien et al. [82] erfolgt der Transport von atomarem Wasserstoff, der an der Rißspitze adsorbiert ist, durch bewegliche Versetzungen. Die Anzahl beweglicher Versetzungen ist nach einer Vorverformung größer als im unverformten Zustand. Dies erlaubt den Transport von mehr Wasserstoff längs der Gleitebenen und resultiert in einer größeren Versprödung. Die Rißgeschwindigkeiten der vorverformten Zustände sind daher höher als bei dem Zustand mit $\psi = 0$. Nimmt man nun an, daß die elektrochemischen Reaktionen an der Rißspitze nicht stark von der Vorverformung abhängen, so ist, unabhängig von ψ , in allen Zuständen die kathodische Wasserstoffentwicklung pro Zeiteinheit gleich. Dies führt dazu, daß eine höhere Anzahl von beweglichen Versetzungen (bei höherem ψ) als zum Transport der Wasserstoffatome benötigt werden, keinen zusätzlichen Einfluß auf die Wasserstoffversprödung in den Gleitbändern hat. Nach Bild 50 bewirken Vorverformungsgrade $\psi > 0,051$ keine höheren Rißgeschwindigkeiten im niedrigen ΔK -Bereich gegenüber $\psi = 0,051$. Es kann daher angenommen werden, daß

die verspröde Wirkung des Wasserstoffs in den höher vorverformten Zuständen gleich ist.

Bei höheren ΔK -Werten wechselt der Bruchmechanismus vom Gleitbandbruch zum Grübchenbruch (Bild 53). Dieser Grübchenbruch entsteht wie bei der Rißausbreitung im Vakuum durch das Zusammenwachsen von Löchern, die durch das Brechen der großen Fe-Si-Einschlüsse gebildet werden. Dieses Zusammenwachsen erfolgt weit vor der Rißspitze und bei hohen Rißgeschwindigkeiten, so daß der Einfluß des umgebenden Mediums geringer wird.

Geringe Anteile von interkristallinem Rißfortschritt bei niedrigen ΔK -Werten wurden nur in der Legierung 7475 gefunden (Bild 51). In den untersuchten Zuständen der Legierung 7075 traten keine Anteile von Korngrenzenbruch auf (Bild 52). Für die Durchführung der Rißausbreitungsmessungen wurde die Orientierung der langgestreckten Körner so gewählt, daß die Längsachse der Körner senkrecht zur Rißausbreitungsebene und -richtung ausgerichtet war. In dieser Orientierung sind die Korngrenzen für die interkristalline Rißausbreitung ungünstig orientiert. Die bei der Legierung 7475 noch vereinzelt auftretenden Anteile von Korngrenzenbruch sind darauf zurückzuführen, daß die Länge der Körner in Walzrichtung (150 μm) geringer als bei der Legierung 7075 (bis zu 700 μm) ist.

4.2 Einfluß der Probendicke auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten

Die Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen an der Legierung X-7075 mit Proben unterschiedlicher Dicke zeigen, daß der Parameter Probendicke das Rißausbreitungsverhalten gleicher Gefügezustände stark beeinflussen kann (Bilder 54-57, 59). Die Verwendung unterschiedlicher Probenformen (CCT-, SEN-, CT-Proben) bei der Untersuchung des Dickeneinflusses ist als Ursache für die Unterschiede in den Rißausbreitungsgeschwindigkeiten nicht wahrscheinlich, da die unterschiedlichen Steifigkeiten der Rißausbreitungsproben durch die Korrekturformel $f(a/W)$ ausgeglichen werden. Diese Annahme wird bestätigt durch Rißausbreitungsmessungen an unterschiedlichen Probentypen mit gleicher Dicke [55, 84]. Bei diesen Untersuchungen wurde kein Einfluß der Probenform auf das Rißaus-

breitungsverhalten gefunden.

Die Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen an den Ti-Al-Legierungen im Vakuum haben gezeigt, daß bei gleichem ΔK Unterschiede in den Rißausbreitungsgeschwindigkeiten verschieden dicker Proben auftreten, wenn die Proben von der Homogenisierungstemperatur abgeschreckt und dann ausgelagert wurden (Bild 66). Nach einer Abkühlung der Proben im thermischen Gleichgewicht von der Homogenisierungstemperatur bis RT wurde hingegen kein Einfluß der Probendicke auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit festgestellt (Bild 67). Dies läßt darauf schließen, daß der Dickeneffekt bei der Ermüdungsrißausbreitung auf den Vorgang des Abschreckens von der Lösungsglühtemperatur zurückzuführen ist.

Beim Abschrecken entstehen, bedingt durch die unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten im Innern und an den Außenflächen einer Probe, Eigenspannungen. Über die Probendicke baut sich dabei ein Spannungsprofil mit Druckspannungen an der Probenaußenfläche und Zugspannungen im Probeninnern auf. Schematisch zeigt dies Bild 71 [85]. Die Summe der Zug- und Druck-Eigenspannungen über die Probendicke ist dabei null. Da in dicken Proben die Abkühlgeschwindigkeit im Probeninnern geringer als in dünnen Proben ist, sind in einer dicken Probe die Zug- und Druck-Spannungen größer. Diese Eigenspannungen werden auch durch eine Auslagerung zur Ausscheidungshärtung nicht vollständig abgebaut. Bild 72 zeigt dies am Beispiel der Eigenspannungsverteilung in unterschiedlich dicken Platten der Aluminiumlegierung 7075 im Aushärtungszustand T6 (24 h 120 °C) [85].

Die Eigenspannungsverteilung über die Probendicke beeinflußt nun das für die Rißausbreitung wirksame Verhältnis von Unter- zu Oberlast (R-Wert). Ein Teil der von außen angelegten Last muß aufgebracht werden, um die Druckeigenspannungen an der Probenoberfläche zu kompensieren. Um diesen Anteil reduzieren sich bei gleichbleibender Lastschwingbreite ΔP die für die Rißausbreitung an der Probenoberfläche wirksamen Ober- und Unterlasten, im Probeninnern werden die wirksamen Lasten durch die Zugeigenspannungen erhöht. Die Folge ist, daß der R-Wert im Probeninnern größer, am Rand aber kleiner als der R-Wert ist, der sich aus den von außen angelegten

Lasten errechnet. Bei einer lichtmikroskopischen Messung der Rißausbreitung an der Probenoberfläche wird daher der Verlauf von $da/dN = f(\Delta K)$ für einen R-Wert bestimmt, der kleiner als der berechnete ist. Ein geringerer R-Wert führt aber bei gleichem ΔP und damit ΔK zu geringeren Rißgeschwindigkeiten [86]. Da die Eigenspannungsfelder an dicken Proben größer sind als an dünnen, erklärt diese Überlegung die Messung niedrigerer Rißgeschwindigkeiten in dicken Proben bei gleichem ΔK .

Mit zunehmender Auslagerungszeit und ansteigender Auslagerungstemperatur sollte durch Erholungsvorgänge ein Abbau der Eigenspannungen erfolgen, so daß mit zunehmender Aushärtung ein abnehmender Dickeneinfluß zu erwarten ist. Dies wird ganz allgemein bestätigt durch einen Vergleich der als Maß für den Dickeneinfluß in Abschnitt 3.3.4 definierten ΔK -Werte der 24 h bei 100 °C ausgelagerten Zustände der Legierung X-7075 (Bild 58c) mit den 20 h bei 160 °C (Bild 58d) und den 100 h bei 100 °C ausgelagerten Zuständen (Bild 60).

Der Dickeneffekt kann nicht durch die bei dicken und dünnen Proben bei gleichem ΔK unterschiedlichen Anteile von ebenem Spannungszustand (ESZ) und ebenem Dehnungszustand (EDS) über der Probendicke (mehr ESZ bei dünnen Proben) erklärt werden, da in der Nähe der jeweiligen ΔK_0 -Werte für alle untersuchten Zustände und Probendicken der EDZ überwiegt, wenn das Kriterium der Bruchmechanik für die dafür erforderliche Mindestprobendicke zugrundegelegt wird:

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \quad [87].$$

Bei der Ermüdungsrißausbreitung kann dabei für K der Maximalwert $K_{\max}$ des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK eingesetzt werden.

Thompson und Bucci [12] haben darauf hingewiesen, daß kristallografische Effekte das Rißausbreitungsverhalten beeinflussen können, wenn eine zu geringe Anzahl von Körnern über der Probenbreite bei Rißausbreitungsproben keine polykristallinen Eigenschaften sichert. Dies mag zum Teil die Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen von Zum Gahr und Eberhartinger [18] erklären. An einem austenitischen Stahl wurden im unteralterten Zustand höhere Rißausbreitungsgeschwindigkeiten bei einer großen Korngröße ($D = 820 \mu m$)

als bei kleineren Korngrößen ($D = 350 \mu\text{m}$ und $D = 88 \mu\text{m}$) gemessen. Die Dicke der Rißausbreitungsproben betrug 2,3 mm, so daß beim großen Korn nur etwa 3 Körner über der Probendicke vorlagen.

Es ist gleichfalls denkbar, daß die mit geringer werdender Probendicke abnehmende Anzahl von Körnern über der Probendicke mit zu den großen Unterschieden im da/dN - ΔK -Verlauf beim unteralterten Zustand mit großem Korn ($D = 200 \mu\text{m}$) der hier untersuchten Legierung X-7075_I beiträgt (Bild 54). Bei der kleinen Korngröße ($D = 46 \mu\text{m}$) ist die Anzahl der Körner über der Probendicke größer und die Unterschiede im Rißausbreitungsverhalten bei verschiedenen Probendicken sind geringer (Bild 56).

In einigen Untersuchungen wurden im hohen Geschwindigkeitsbereich ($da/dN > 0,1 \mu\text{m/LW}$) an dicken Proben höhere Rißgeschwindigkeiten als an dünnen Proben gemessen [55, 56]. Dies stimmt mit den Ergebnissen der vorliegenden Untersuchung überein. Die Rißausbreitungskurven für verschiedene Probendicken schneiden sich bei hohen ΔK -Werten und zeigen eine Tendenz zu kleineren ΔK_Q -Werten bei dicken Proben (Bilder 55, 57, 58). In diesem Geschwindigkeitsbereich treten zunehmend statische Bruchanteile auf. Die Tendenz der Kurvenverläufe stimmt daher mit der Dickenabhängigkeit der Rißzähigkeit K_Q überein.

Bild 74 zeigt eine Gegenüberstellung der an den beiden technischen Legierungen ($\psi = 0$) im Vakuum gemessenen Rißausbreitungskurven. Die Unterschiede im da/dN - ΔK -Verlauf dieser beiden Zustände können, obwohl unterschiedliche Probendicken verwendet wurden ($B = 2,5 \text{ mm}$, 7475; $B = 12,7 \text{ mm}$, 7075), nur zum Teil auf Abschreckspannungen zurückgeführt werden, da die Probenherstellung nach der Wärmebehandlung und Aushärtung erfolgte. Durch die mechanische Bearbeitung entstehen jedoch undefinierte plastische Verformungen, die zu den Unterschieden im Rißausbreitungsverhalten beitragen können. Im allgemeinen werden sonst an den Legierungen 7075 und 7475 ungefähr gleiche ΔK_Q -Werte gemessen [7].

Es wird vermutet, daß auch die größere Streckung der Körner in Rißausbreitungsrichtung bei der Legierung 7075, für die die Korngröße des Anlieferungszustands im Gegensatz zur Legierung 7475

beibehalten wurde (Bilder 10, 11), mit zu den niedrigeren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten dieser Legierung beiträgt (Korngrößeneffekt).

An der Legierung 7075 führten Vorverformungsgrade von $\psi = 0,163$ und $\psi = 0,223$ bis zu mittleren ΔK -Werten zu niedrigeren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten im Vakuum als eine Vorverformung von $\psi = 0,105$ (Bild 45). Da diese ψ -Werte über der wahren Bruchdehnung des unverformten Zustands ($\epsilon_F = 0,16$) liegen, ist es möglich, daß bei der Vorverformung Risse in diesen Proben entstanden sind. Zur Rißausbreitungsrichtung ungünstig orientierte Risse können durch Zusammenwachsen mit dem Ermüdungsriß zur Rißverzweigung und zu einer Verzögerung der Rißausbreitung führen, weil der effektive ΔK -Wert durch die Rißverzweigung reduziert wird [88]. Die REM-Untersuchungen gaben jedoch keinen Aufschluß darüber, ob der beobachtete "Umkehreffekt" auf diesen Mechanismus zurückgeführt werden kann.

Eine weitere Möglichkeit zur Erklärung dieses Umkehreffekts ist in der Probenherstellung zu sehen. Ausgehend von der Anfangsplattendicke der Legierung 7075 (18 mm) ist es möglich, daß nach den höchsten Vorverformungen die Differenz zwischen Endwalzdicke und der Probendicke (12,7 mm) zu gering ist, um bei der Probenherstellung die beim Kaltwalzen erzeugten hohen Druckeigenspannungen an den Plattenoberflächen vollständig zu beseitigen. Diese Druckspannungen können dann, ähnlich wie die Abschreckspannungen, zur Messung der niedrigeren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten führen.

Der Einfluß der Probendicke auf das Rißausbreitungsverhalten der in dieser Arbeit untersuchten Legierungen zeigt deutlich, daß es für vergleichende Untersuchungen über den Mikrostruktureinfluß bei der Ermüdungsrißausbreitung unbedingt notwendig ist, alle anderen Versuchsbedingungen konstant zu halten, um die Beeinflussung der Meßergebnisse durch zusätzliche Parameter auszuschließen. Insbesondere ist es sinnvoll, nur die Ergebnisse solcher Rißausbreitungsmessungen direkt miteinander zu vergleichen, die an gleich hergestellten Proben mit identischer Geometrie durchgeführt wurden, so wie es in der vorliegenden Arbeit bei der Legierung X-7075 erfolgte. Die Untersuchungen an den technischen Legierungen

7075 und 7475 zeigen, daß der Einfluß der Mikrostruktur auf die Rißausbreitung in beiden Legierungen zwar weitgehend gleich ist, die absoluten Meßergebnisse aber wegen der unterschiedlichen Proben nicht direkt vergleichbar sind.

5. Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde der Einfluß der Mikrostruktur auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten ausscheidungsgehärteter Al-Zn-Mg-Cu-Legierungen in inerte Umgebung (Vakuum) und in einem korrosiven Medium (3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung) untersucht.

An der Laborlegierung X-7075 wurde der Einfluß der Ausscheidungsteilchen und der Korngröße auf die Rißausbreitung untersucht. Die Ergebnisse der Rißausbreitungsmessungen in inerte Umgebung lassen sich wie folgt zusammenfassen:

Teilkohärente Ausscheidungsteilchen in der Matrix eines maximal ausgehärteten Gefüges führen zu wesentlich höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten und niedrigeren Schwellwerten ΔK_0 als kohärente Teilchen in einem unteralterten Gefüge.

Wird durch steigende Auslagerungszeiten bei konstanter Auslagerungstemperatur der Teilchenradius von kohärenten Ausscheidungsteilchen in unteralterten Gefügen bei gleich bleibendem Volumenanteil der Ausscheidungsphase vergrößert, so treten bei den in dieser Arbeit untersuchten Zuständen nur im unteren ΔK -Bereich geringfügig höhere Rißausbreitungsgeschwindigkeiten und etwas niedrigere ΔK_0 -Werte auf.

Eine Variation von Größe, Struktur und Volumenanteil der Ausscheidungsteilchen bei konstant gehaltener Aushärtung (gleiche Streckgrenze) führt zu großen Unterschieden im Rißausbreitungsverhalten. Im unteralterten Zustand führt ein hoher Volumenanteil von kleinen kohärenten Ausscheidungsteilchen zu wesentlich niedrigeren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten und einem höheren ΔK_0 -Wert als ein niedrigerer Volumenanteil von größeren kohärenten Teilchen. Gegenüber den unteralterten Gefügen führen teilkohärente Teilchen in der Matrix eines überalterten Gefüges zu einer weiteren Erhöhung

der Rißausbreitungsgeschwindigkeiten und einer Erniedrigung des ΔK_O -Werts.

Eine Verringerung der Korngröße führt ebenfalls zu einer Erhöhung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit und zu geringeren ΔK_O -Werten. Bei den untersuchten Zuständen ist dabei der Einfluß der Korngröße in einem unteralterten, durch kohärente Teilchen gehärteten Gefüge größer als in einem maximal ausgehärteten mit teilkohärenten Matrixausscheidungen.

Bei allen untersuchten Zuständen erfolgte die Rißausbreitung im Vakuum bis zu hohen ΔK -Werten transkristallin längs Gleitbändern. Im unteren ΔK -Bereich, in dem die Unterschiede in den Rißausbreitungsgeschwindigkeiten am ausgeprägtesten sind, zeigten ganz allgemein die Zustände mit den niedrigsten Rißausbreitungsgeschwindigkeiten Rißausbreitung längs weniger Gleitebenen. Bei den Zuständen mit höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten bei gleichem ΔK erfolgte die Rißausbreitung längs feinerer Gleitstufen.

Die experimentellen Ergebnisse zeigen, daß das Rißausbreitungsverhalten nicht nur von der Streckgrenze und dem Elastizitätsmodul, sondern auch vom Verfestigungsverhalten und der wahren Bruchdehnung abhängt. Dieser Abhängigkeit von mechanischen Kennwerten überlagert sich ein starker Einfluß der Gleitverteilung. Die Abhängigkeit des Rißausbreitungsverhaltens von der Gleitverteilung wurde mit einem Modell erklärt, das auf der Möglichkeit reversibler Versetzungsbe-
wegung in der plastischen Zone vor einem Ermüdungsriß bei einer inhomogenen Gleitverteilung beruht. Der Grad der Reversibilität wird von den Ausscheidungsteilchen und der Korngröße beeinflusst und eine Reduzierung dieser Reversibilität führt zu höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten.

Die Rißausbreitungsmessungen im korrosiven Medium (3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung) wurden an einem unteralterten und einem maximal ausgehärteten Zustand und jeweils für zwei Korngrößen durchgeführt. Die Rißausbreitung erfolgte gegenüber Vakuum mit wesentlich höheren Geschwindigkeiten und auch in einem ΔK -Bereich, in dem im Vakuum keine Rißausbreitung mehr beobachtet wurde. Die da/dN - ΔK -Kurven für beide Aushärtungszustände und Korngrößen fielen dabei

annähernd zusammen.

Bei niedrigen ΔK -Werten erfolgte die Rißausbreitung bei allen Zuständen längs Korngrenzen und ohne sichtbare Verformung. Bei höheren ΔK -Werten wechselte der Bruchmechanismus zum Gleitbandbruch. In diesem Übergangsbereich wurden auch auf den Kornflächen Verformungsspuren (Ermüdungslinien) gefunden. Der Wechsel vom Korngrenzenbruch zum Gleitbandbruch konnte für alle im korrosiven Medium untersuchten Zustände mit ΔK -Werten korreliert werden, die den im Vakuum gemessenen Schwellwerten ΔK_0 für die Rißausbreitung entsprachen.

Es wurde angenommen, daß der unterhalb der ΔK_0 -Werte (Vakuum) im korrosiven Medium auftretende verformungsarme Korngrenzenbruch als Bruch durch Spannungsrißkorrosion unter schwingender Belastung erfolgt und durch eine Versprödung der Korngrenzen durch schnell diffundierenden Wasserstoff verursacht wird. Der Einfluß des umgebenden Mediums bei der Rißausbreitung längs Gleitbändern (oberhalb ΔK_0) wurde auf atomaren Wasserstoff zurückgeführt, der von Versetzungen in die Gleitbänder transportiert wird und dort sowohl zu einer Erniedrigung der lokalen Bruchspannung als auch zu einer Reduzierung der Reversibilität der Versetzungsbewegung führen kann.

An den technischen Legierungen 7075 und 7475 wurde durch unterschiedliche Walzvorverformungen nach einer Aushärtung die Versetzungsdichte und die Anzahl gebrochener, kleiner, inkohärenter Teilchen und grober Einschlüsse variiert und der Einfluß auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten untersucht.

Die Rißausbreitungsmessungen im Vakuum zeigten, daß mit steigendem Vorverformungsgrad höhere Rißausbreitungsgeschwindigkeiten und abnehmende ΔK_0 -Werte gegenüber dem unverformten Zustand auftraten. Bei niedrigen Geschwindigkeiten, in der Nähe der jeweiligen ΔK_0 -Werte, erfolgte in beiden Legierungen und für alle untersuchten Zustände die Rißausbreitung transkristallin längs Gleitbändern. Bei höheren ΔK -Werten wurde ein Wechsel im Bruchmechanismus zum Grübchenbruch beobachtet. Dieser Wechsel trat mit steigendem Vorverformungsgrad bei niedrigeren ΔK -Werten auf.

Die höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten der vorverformten Zustände im Vakuum wurden damit begründet, daß die bei der Vorverformung im Material erzeugte hohe Versetzungsdichte zu einer schnelleren Verfestigung von Gleitbändern in der plastischen Zone vor dem Ermüdungsriß führt und damit die Rißausbreitung erleichtert. Einen weiteren Beitrag leisten die gebrochenen Teilchen, deren Anzahl mit steigendem Vorverformungsgrad zunimmt und die die Rißausbreitungsgeschwindigkeit zusätzlich erhöhen.

Der starke Einfluß eines korrosiven Mediums (3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung) auf die Rißausbreitung zeigte sich bei den unverformten und den vorverformten Zuständen der technischen Legierungen in den gegenüber Vakuum wesentlich höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten und an einer Rißausbreitung auch bei ΔK -Werten, die kleiner als die im Vakuum gemessenen ΔK_0 -Werte waren. Gegenüber den unverformten Zuständen waren die Rißausbreitungskurven aller vorverformten Zustände zu höheren Geschwindigkeiten verschoben und lagen, unabhängig von der Höhe des Vorverformungsgrads, dicht beisammen.

Die Rißausbreitung erfolgte im niedrigen ΔK -Bereich bei allen Zuständen überwiegend längs Gleitbändern. Bei der Legierung 7475 traten zusätzlich geringe Anteile von Korngrenzenbruch auf. Im höheren ΔK -Bereich wurde, wie bei der Rißausbreitung im Vakuum, der Übergang zum Grübchenbruch mit zunehmendem Vorverformungsgrad bei niedrigeren ΔK -Werten beobachtet.

Die gegenüber Vakuum höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten im korrosiven Medium wurden wie bei der transkristallinen Rißausbreitung der Legierung X-7075 im korrosiven Medium, auf eine Wasserstoffversprödung in den Gleitbändern zurückgeführt.

Versuche zum Einfluß der Probendicke auf die Ermüdungsrißausbreitung zeigten, daß besonders im unteren ΔK -Bereich mit zunehmender Probendicke niedrigere Rißausbreitungsgeschwindigkeiten auftraten. Die Abhängigkeit der Rißausbreitungsgeschwindigkeit bei gleichem ΔK von der Probendicke wurde auf Eigenspannungen zurückgeführt, die durch das Abschrecken der Proben nach der letzten Rekristallisationsglühung entstanden. Es wurde vermutet, daß die größeren

Druckeigenspannungen an der Probenoberfläche dickerer Proben zur Messung niedrigerer Rißausbreitungsgeschwindigkeiten führen. Diese Annahme wurde unterstützt durch Versuche an zwei Titan-Aluminium-Legierungen. An einem abgeschreckten und ausgehärteten Zustand wurde dabei der gleiche Einfluß der Probendicke auf die Rißausbreitung wie an den in dieser Arbeit untersuchten Aluminiumlegierungen gefunden. Ein Zustand, bei dem Abschreckspannungen durch langsames Abkühlen von der Rekristallisationstemperatur vermieden wurden, zeigte keine Abhängigkeit der Rißausbreitungsgeschwindigkeit von der Probendicke.

Insgesamt lassen die vorliegenden Ergebnisse die starke Abhängigkeit des Rißausbreitungsverhaltens von der Mikrostruktur und dem umgebenden Medium erkennen. Dabei ist hervorzuheben, daß die Mikrostruktur einen durchaus entgegengesetzten Einfluß auf die Rißbildung und die Rißausbreitung haben kann. Es wurde gezeigt, daß eine homogene Gleitverteilung zu wesentlich höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten im Vakuum führte als eine inhomogene Ver-setzungsverteilung. Rißbildungsuntersuchungen zeigen hingegen, daß eine homogene Gleitverteilung zu einer späteren Rißbildung und höheren Ermüdungslebensdauer führt.

6. Schrifttum

- [1] Kellere, H.
Winkler, P.J. Werkstoffe in der Luft- und Raumfahrt,
Stand und Tendenzen.
Metall 32 (1978) S. 696-702.
- [2] Kaufman, J.G. Design of Aluminum Alloys for High
Toughness and High Fatigue Strength.
in: AGARD-CP-185 (1976).
- [3] Lütjering, G. Microstructure and Fatigue Behavior of
Döcker, H. Al-Alloys.
Munz, D. The Microstructure and Design of Alloys 1
(1973) S. 427-431.
- [4] Hornbogen, E. Hardening Mechanisms, Homogeneity of
Lütjering, G. Plastic Deformation, and Fracture
Behavior of Aluminum Alloys.
6. Internationale Leichtmetalltagung
Leoben/Wien 1975.
Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1975.
- [5] Hornbogen, E. Microstructure and Fatigue Crack Growth
Zum Gahr, K.H. in a γ -Fe-Ni-Al Alloy.
Acta Met. 24 (1976) S. 581-592.
- [6] Speidel, M.O. Fatigue Crack Growth at High Temperatures.
in: High-Temperature Materials in Gas
Turbines, S. 207-255. Eds.: Sahm, P.R.
und Speidel, M.O., Elsevier, Amsterdam,
1974.
- [7] Albrecht, J. Einfluß der Mikrostruktur auf die Ermü-
dungsrißausbreitung in Aluminium-Legie-
Lütjering, G. rungen.
DLR-FB 77-O7 (1977).
- [8] Lütjering, G. Influence of Grain Size on the Fracture
Hamajima, T. of Aluminum Alloys.
Gysler, A. Proc. 4th Intern. Conf. on Fracture,
Waterloo, Canada, Juni 1977, Vol. 2,
S. 7-16.

- [9] Thompson, A.W. The Comparison of Yield and Fatigue
 Strength Dependence on Grain Size.
 Scripta Met. 5 (1971) S. 859-864.

- [10] Thompson, A.W. The Effect of Grain Size on Fatigue.
 Backofen, W.A. Acta Met. 19 (1971) S. 597-606.

- [11] Thompson, A.W. The Effect of Grain Size and Oxygen
 Frandsen, J.D. Content on Fatigue Crack Growth Rate in
 Williams, J.C. Titanium.
 Met. Science Journ. 9 (1975) S. 46-48.

- [12] Thompson, A.W. The Dependence of Fatigue Crack Growth
 Bucci, R.J. Rate on Grain Size.
 Met. Trans. 4 (1973) S. 1173-1175.

- [13] Louwaard, E.P. Effect of a Reduced Ductility at Low
 Temperatures on Fatigue Crack Growth in
 7075-T6 Sheet Material Tested in Vacuum.
 Report LR-243, Delft University of
 Technology, Delft, 1977.

- [14] Robinson, J.L. The Effects of Load Ratio, Interstitial
 Beevers, C.J. Content, and Grain Size on Low-Stress
 Fatigue-Crack Propagation in α -Titanium.
 Met. Science Journ. 7 (1973) S. 153-159.

- [15] Terlinde, G. Einfluß von Korngröße und Teilchenhär-
 tung auf Versetzungsaufstauungen und
 Bruch in einer Ti-Al-Legierung.
 Dissertation, Bochum, 1978.

- [16] Priddle, E.K. The Influence of Grain Size on Threshold
 Stress Intensity for Fatigue Crack Growth
 in AISI 316 Stainless Steel.
 Scripta Met. 12 (1978) S. 49-56.

- [17] McEvily, A.J. On Fatigue Crack Propagation in F.C.C.
 Boettner, R.C. Metals.
 Acta Met. 11 (1963) S. 725-743.

- [18] Zum Gahr, K.H. Korngrößenabhängigkeit der mechanischen
 Eberhartinger, L.J. Eigenschaften eines ausscheidungshärtba-
 ren austenitischen Stahls.
 Z. Metallkunde 67 (1976) S. 640-645.

- [19] Lu, M.C.
Weissmann, S. The Influence of Aging and Thermomechanical Treatments on the Fatigue Properties of an Al-6,5 at% Zn Alloy.
Mat. Sc. Eng. 32 (1978) S. 41-53.
- [20] Welpmann, K
Lüttjering, G.
Bunk, W. Einfluß von thermomechanischer Behandlung auf Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von hochfesten Aluminium-Legierungen.
DLR-FB 77-50 (1977).
- [21] Ostermann, F. Improved Fatigue Resistance of Al-Zn-Mg-Cu (7075) Alloys through Thermo-mechanical Processing.
Met. Trans. 2 (1971) S. 2897-2902.
- [22] McEvily, A.J.
Boettner, R.C.
Bond, A.P. On Cold Work and Fatigue Crack Propagation in α -Brass.
Journ. Inst. of Met. 93 (1964) S. 481-483.
- [23] Kang, T.S.
Liu, H.W. The Effect of Pre-Stress Cycles on Fatigue Crack Growth - An Analysis of Crack Growth Mechanism.
Eng. Fr. Mech. 6 (1974) S. 631-638.
- [24] Schijve, J. The Effect of Pre-Strain on Fatigue Crack Growth and Crack Closure.
Eng. Fr. Mech. 8 (1976) S. 575-581.
- [25] Hartmann, A. On the Effect of Oxygen and Water Vapor on the Propagation of Fatigue Cracks in 2024-T3 Alclad Sheet.
Int. J. of Fract. Mech. 1 (1965) S. 167-188.
- [26] Meyn, D.A. The Nature of Fatigue Crack Propagation in Air and Vacuum for 2024 Aluminum.
Trans. ASM 61 (1968) S. 52-61.
- [27] Feeney, J.A.
McMillan, J.C.
Wei, R.P. Environmental Fatigue Crack Propagation of Aluminum Alloys at Low Stress Intensity Levels.
Met. Trans. 1 (1970) S. 1741-1757.

- [28] Lütjering, G. Gleitverteilung und mechanische Eigenschaften metallischer Werkstoffe.
DLR-FB 74-70 (1974) und ESA TT-245 (1976).
- [29] Hahn, G.T.
Rosenfield, A.R. Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum Alloys.
Met. Trans. 6A (1975) S. 653-668.
- [30] Garrett, G.G.
Knott, J.F. The Influence of Compositional and Microstructural Variations on the Mechanism of Static Fracture in Aluminum Alloys.
Met. Trans. 9A (1978) S. 1187-1200.
- [31] Hamajima, T.
Lütjering, G.
Weissmann, S. Importance of Slip Mode for Dispersion-Hardened β -Titanium Alloys.
Met. Trans. 4 (1973) S. 847-856.
- [32] Hornbogen, E.
Zum Gahr, K.H. Einfluß des Gefüges auf die mikroskopische Verteilung der plastischen Verformung in einer Eisen-Nickel-Aluminium-Legierung.
Z. Metallkunde 67 (1976) S. 79-86.
- [33] Armstrong, R.W. The Influence of Polycrystal Grain Size On Several Mechanical Properties of Materials.
Met. Trans. 1 (1970) S. 1169-1176.
- [34] Nes, E. The Influence of Microstructure on Localized Shear Failure in AlZnMg Alloys.
Z. Metallkunde 69 (1978) S. 35-42.
- [35] Gysler, A.
Terlinde, G.
Lütjering, G. Influence of Grain Size on the Ductility of Age-Hardened Titanium Alloys.
in: Proc. 3rd Int. Conf. on Titanium, Moskau, 1976.
- [36] Hornbogen, E. On the Grain Size Dependence of Fracture Toughness of Precipitation Hardened Alloys.
Z. Metallkunde 66 (1975) S. 511-513.

- [37] Kawabata, T.
Isumi, O. The Grain Size Dependence of Fracture Toughness in an Al-6%Zn-2,5%Mg Alloy. Journ. Mat. Science 13 (1978) S. 945-950.
- [38] Armstrong, R.W. Grain Size: The Fabric of (Brittle) Fracture of Polycrystals.
in: Proc. 4th Intern. Conf. on Fracture, Waterloo, Canada, Juni 1977, Vol. 4, S. 83-96.
- [39] Stoltz, R.E.
Pelloux, R.M. Mechanisms of Corrosion Fatigue Crack Propagation in Al-Zn-Mg Alloys. Met. Trans. 3 (1972) S. 2433-2441.
- [40] Speidel, M.O.
Blackburn, M.J.
Feeney, J.A.
Beck, T.R. Corrosion Fatigue and Stress Corrosion Crack Growth in High Strength Aluminum Alloys, Magnesium Alloys, and Titanium Alloys Exposed to Aqueous Solutions.
in: Corrosion Fatigue, Eds.: McEvily, A.J. und Staehle, R.W., NACE, Houston, 1972, S. 324-342.
- [41] Wei, R.P.
Landes, J.D. Correlation Between Sustained-Load and Fatigue Crack Growth in High Strength Steels.
Mat. Res. Stand. 9 (1969) S. 25.
- [42] Pelloux, R.M.
Stoltz, R.E.
Moskovitz, J.A. Corrosion Fatigue.
Mat. Sc. Eng. 25 (1976) S. 193-200.
- [43] Austen, I.M.
Walker, E.F. Quantitative Understanding of the Effects of Mechanical and Environmental Variables on Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior.
in: The Influence of Environment on Fatigue, S. 1-10, I. Mech. Eng., London, 1977.
- [44] Engell, H.J.
Speidel, M.O. Ursachen und Mechanismen der Spannungs-rißkorrosion.
Werkstoffe und Korrosion 20 (1969) S. 281-300.

- [45] Bursle, A.J.
Pugh, E.N. On the Mechanism of Transgranular Stress Corrosion Cracking.
in: Mechanisms of Environment Sensitive Cracking of Materials. Eds.: Swann, P.R. Ford, F.P., Westwood, A.R.C., The Metals Soc., London, 1977, S. 471-480.
- [46] Staehle, R.W. A Point of View Concerning Mechanisms of Environment-Sensitive Cracking of Engineering Materials.
ibid., S. 574-602.
- [47] Speidel, M.O. Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys.
Met Trans. 6A (1975) S. 631-651.
- [48] Duquette, D.J. A Review of Aqueous Corrosion Fatigue.
in: Corrosion Fatigue, Eds.: McEvily, A.J. und Staehle, R.W., NACE, Houston, 1972, S. 12-23.
- [49] Brungs, D.
Gruhl, W. Beitrag zum Spannungsrißkorrosions-Verhalten der Al-Zn-Mg-Legierungen.
Werkstoffe und Korrosion 20 (1969) S. 314-318.
- [50] Montgrain, L.
Swann, P.R. Electron Microscopy of Hydrogen Embrittlement in a High Purity Al-Zn-Mg Alloy.
in: Hydrogen in Metals, S. 575-584.
Eds.: Bernstein, I.M. und Thompson, A., ASM, Metals Park, USA, 1974.
- [51] Scamans, G.M. Hydrogen Bubbles in Embrittled Al-Zn-Mg-Alloys.
Journ. Mat. Sc. 13 (1978) S. 27-36.
- [52] Scamans, G.M.
Alani, R.
Swann, P.R. Pre-Exposure Embrittlement and Stress Corrosion Failure in Al-Zn-Mg Alloys.
Corr. Sc. 16 (1976) S. 443-459.
- [53] Gest, R.J.
Troiano, A.R. Stress Corrosion and Hydrogen Embrittlement in an Aluminum Alloy.
Corrosion 30 (1974) S. 274-279.

- [54] Speidel, M.O. Hydrogen Embrittlement of Aluminum Alloys?
in: Hydrogen in Metals, S. 249-276.
Eds.: Bernstein, I.M. und Thompson, A.
ASM, Metals Park, USA, 1974.
- [55] Bathias, C. Application of Fracture Mechanics to Aluminum Alloys Selection.
Eng. Fract. Mech. 10 (1978) S. 267-282.
- [56] Vogelesang, L.B. Some Factors Influencing the Transition from Tensile Mode to Shear Mode under Cyclic Loading.
Report LR-222, Delft University of Technology, 1976.
- [57] Brown, R.D.
Weertman, J. Mean Stress Effects on Crack Propagation Rate and Crack Closure in 7075-T76 Aluminum Alloy.
Eng. Fract. Mech. 10 (1978) S. 757-771.
- [58] Donaldson, D.R.
Anderson, W.E. Crack Propagation Behaviour of Some Airframe Materials.
Proc. Crack Propagation Symposium, Cranfield, GB, Sept. 1961, S. 375-441.
- [59] Liaw, P.K.
Fine, M.E.
Kiritani, M.
Ono, S. The Effect of Temperature on the Fatigue Crack Propagation Rate in Aluminum.
Scripta Met. 11 (1977) S. 1151-1155.
- [60] Brungs, D.
Gruhl, W.
Huppertz, W. Studien über die Beziehung zwischen interkristalliner Korrosion und Spannungsrißkorrosion bei AlZnMg3.
Aluminium 47 (1971) S. 189.
- [61] ASTM Standard Method of Test for Plain-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.
ASTM-E 399-74, Annual Book of Standards (1974).
- [62] ASTM Plain-Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials.
ASTM-STP 410 (1966) S. 12.

- [63] Plumbridge, W.J. Problems Associated with Early Stage Fatigue Crack Growth.
Metal Science 12 (1978) S. 251-255.
- [64] Hornbogen, E. Discussion of "Application of Heterogeneous Nucleation Theory to Precipitate Nucleation at GP Zones".
Met. Trans. 9A (1978) S. 134-137.
- [65] Pelloux, R.M.N. Mechanisms of Formation of Ductile Fatigue Striations.
Trans. ASM 62 (1969) S. 281-185.
- [66] Hamajima, T. Priv. Mitteilung.
- [67] Schulte, K. Priv. Mitteilung.
- [68] Lütjering, G. Mechanical Properties of Age-Hardened Titanium-Aluminum Alloys.
Weissmann, S. Acta Met. 18 (1970) S. 785-795.
- [69] Gysler, A. Correlation between Microstructure and Fatigue Fracture.
Lindigkeit, J. Wird veröffentlicht in:
Lütjering, G. Proc. 5th Intern. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Aachen, 1979.
- [70] Chakraborty, S.B. Cyclic Ductility, Cyclic Strength and Fatigue Crack Propagation of Metals and Alloys.
Office of Naval Research, TR 78-2 (1978).
- [71] Sanders, T.H. The Relationship of Microstructure to Monotonic and Cyclic Straining of Two Age Hardening Aluminum Alloys.
Starke, E.A. Met. Trans. 7A (1976) S. 1407-1418.
- [72] Garrett, G.G. On the Influence of Cyclic Hardening and Crack Opening Displacement (COD) on Crack Advance During Fatigue.
Knott, J.F. Met. Trans. 7A (1976) S. 884-887.

- [73] Hornbogen, E. Martensitic Transformation at a Propagating Crack.
Acta Met. 26 (1978) S. 147-152.
- [74] Donahue, R.J.
Clark, H. McI.
Atanmo, P.
Kumble, R.
McEvily, A.J. Crack Opening Displacement and the Rate of Fatigue Crack Growth.
Int. J. of Fract. Mech. 8 (1972) S. 209-219.
- [75] Hahn, G.T.
Rosenfield, A.R. Source of Fracture Toughness: The Relation between K_{IC} and the Ordinary Tensile Properties of Metals.
ASTM-STP 432 (1968) S. 5-32.
- [76] Mierke, G. Untersuchungen der Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit der Legierung AlZnMgCu 1,5 unter Beachtung elektrochemischer und metallurgischer Gesichtspunkte.
DLR-FB 76-29 (1976).
- [77] Gruhl, W. The Stress Corrosion Behavior of High Strength AlZnMg Alloys.
Aluminium 54 (1978) S. 323-325.
- [78] Sedriks, A.J.
Slattery, P.W.
Pugh, E.N. Precipitate-Free Zones and Stress-Corrosion Cracking in a Ternary Al-Zn-Mg Alloy.
Trans. ASM 62 (1969), S. 238-243.
- [79] Oriani, R.A.
Josephic, P.H. Equilibrium Aspects of Hydrogen Induced Cracking of Steels.
Acta Met. 22 (1974) S. 1065-1074.
- [80] Jacko, R.J.
Duquette, D.J. Hydrogen Embrittlement of a Cyclically Deformed High Strength Al Alloy.
Met. Trans. 8A (1977) S. 1821-1827.
- [81] Johnson, H.H.
Hirth, J.P. Internal Hydrogen Supersaturation Produced by Dislocation Transport.
Met. Trans. 7A (1976) S. 1543-1548.

- [82] Tien, J.K.
Thompson, A.W.
Bernstein, I.M.
Richards, R.J. Hydrogen Transport by Dislocations.
Met. Trans. 7A (1976) S. 821-829.
- [83] Smith, E.F. III. The Corrosion Fatigue Behavior of a
High Purity Al-Zn-Mg-Cu Alloy.
Ph.D. Thesis, Rensselaer Polytechnic
Institute, Troy, New York, 1977.
- [84] Hudak, S.J.
Saxena, A.
Bucci, R.J.
Malcolm, R.C. Development of Standard Methods of
Testing and Analyzing Fatigue Crack
Growth Rate Data.
AFML-TR-78-40 (1978).
- [85] Barker, R.S.
Sutton, J.G. Stress Relieving and Stress Control.
in: Aluminum, Vol.III, S. 355-382.
Ed.: Van Horn, K.R.,
ASM, Metals Park, 1968.
- [86] Benson, J.P.
Edmonds, D.V. Effect of Microstructure on Fatigue in
Threshold Region in Low-Alloy Steel.
Metal Science 12 (1978) S. 223-232.
- [87] Macherauch, E. Bruchmechanik.
Kontaktstudium 52/74 des VdEH, Aachen,
1974.
- [88] Gerberich, W.W.
Moody, N.R. A Review of Fatigue Fracture Topology
Effects on Threshold and Kinetic
Mechanisms.
ASTM Symposium "Mechanisms of Fatigue",
Kansas City, Mo., USA, Mai 1978.

7. Tabellen

Legierung	chem. Zusammensetzung, Gew. %						Hersteller	Plattendicke mm
	Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe		
X-7075 _I	5,7	2,5	1,5	<0,001	0,003	<0,003	Alusuisse	20,6
X-7075 _{II}	5,93	2,58	1,65	0,0017	<0,01	0,0085	Alcan	25
7075	5,7	2,6	1,6	0,2	0,15	0,31	VAW	18
7475	5,7	2,5	1,5	0,3	0,02	0,02	Alcan	80

Tabelle 1: Untersuchte Aluminiumlegierungen

Legierung	X-7075 _I		X-7075 _{II}
Korngröße D	46 µm	200 µm	100 µm
Wärmebehandlungs- und Verformungs- schritte	1 h 465 °C	1 h 465 °C	1 h 440 °C
	2,5 h 380 °C		
	$\psi = 0,693$	$\psi = 0,511$	$\psi = 0,693$
	10' 380 °C		
	20' 440 °C	1 h 465 °C	2 h 440 °C
	$\psi = 1,109$	$\psi = 0,511$	$\psi = 0,693$
		1 h 465 °C	2 h 450 °C
	10' 440 °C	10' 440 °C	10' 440 °C

Tabelle 2: Legierung X-7075, Verfahrensschritte zur Korngrößeneinstellung

Legierung	7075	7475
Verfahrensschritte vor Vorverformung	1 h 465 °C 1 h 100 °C	1 h 465 °C $\psi = 0,357$ 1 h 465 °C 1 h 100 °C
Vorverformungen durch Kaltwalzen	$\psi = 0$ $\psi = 0,051$ $\psi = 0,105$ $\psi = 0,163$ $\psi = 0,223$	$\psi = 0$ $\psi = 0,105$ $\psi = 0,223$ $\psi = 0,307$ $\psi = 0,342$

Tabelle 3: Technische Legierungen, Gefügeeinstellung

Legierung	chem. Zusammensetzung, Gew.%					
	Al	Fe	O	N	C	H
Ti-8,6 Al	8,56	0,056	0,093	0,005	1)	1)
Ti-10 Al	10,4	0,18	0,06	0,01	0,01	0,006

1) nicht analysiert

Tabelle 4: Untersuchte Titanlegierungen

24 h 100 °C			
D µm	$\sigma_{0,2}$ MNm ⁻²	σ_F MNm ⁻²	ϵ_F
46	420	840	0,61
200	420	720	0,35

20 h 160 °C			
D µm	$\sigma_{0,2}$ MNm ⁻²	σ_F MNm ⁻²	ϵ_F
46	480	680	0,32
200	480	570	0,10

Tabelle 5: Legierung X-7075_T, 24 h 100 °C und 20 h 160 °C;
mechanische Kennwerte aus Zugversuchen

Auslage- rungs- zeit h	RT			100 °C			160 °C		
	$\sigma_{0,2}$ MNm ⁻²	σ_F MNm ⁻²	ϵ_F -	$\sigma_{0,2}$ MNm ⁻²	σ_F MNm ⁻²	ϵ_F -	$\sigma_{0,2}$ MNm ⁻²	σ_F MNm ⁻²	ϵ_F -
0	120	608	0,73						
0,5				281	704	0,56	435	789	0,62
1				321	726	0,54	475	815	0,62
10	208	621	0,60	413	752	0,44	512	690	0,29
70							494	665	0,31
100	278	729	0,56	475	756	0,41	450	614	0,29
1000	318	729	0,49	527	772	0,38			

Tabelle 6: Legierung X-7075_T, Auslagerung bei Raumtemperatur (RT),
100 °C und 160 °C; mechanische Kennwerte aus Zugversuchen

ψ	$\sigma_{0,2}$	σ_1	σ_5	σ_F	ϵ_F	$\epsilon_F + \psi$
-	MNm ⁻²	MNm ⁻²	MNm ⁻²	MNm ⁻²	-	-
0	380	431	526	655	0,16	0,16
0,051	486	517	585	670	0,14	0,191
0,105	529	558	621	660	0,10	0,205
0,223	569	599	654	670	0,07	0,293

Tabelle 7: Legierung 7075, 1 h 100 °C; mechanische Kennwerte aus Zugversuchen in Abhängigkeit vom Vorverformungsgrad ψ

ψ	$\sigma_{0,2}$	σ_1	σ_5	σ_F	ϵ_F	$\epsilon_F + \psi$
-	MNm ⁻²	MNm ⁻²	MNm ⁻²	MNm ⁻²	-	-
0	351	390	491	750	0,36	0,36
0,105	503	536	600	734	0,25	0,355
0,223	576	609	663	718	0,14	0,363
0,307	591	615	668	727	0,14	0,447

Tabelle 8: Legierung 7475, 1 h 100 °C; mechanische Kennwerte aus Zugversuchen in Abhängigkeit vom Vorverformungsgrad ψ

Probendicke B mm	Proben- typ	Korngröße D μm	24 h 100 °C	20 h 160 °C
			ΔK MNm ^{-3/2}	ΔK MNm ^{-3/2}
1	CCT	200	7,2	-
2,5	SEN	200	10,5	8,3
12,7	CT	200	14,5*	12,4
1	CCT	46	7,1	-
2,5	SEN	46	8,4	7,5
9	CT	60	11,2	8,2
12,7	CT	46	11**	8**

*[7], **[66]

Tabelle 9: Legierung X-7075_I, Rißausbreitung im Vakuum; ΔK bei $1 \cdot 10^{-3} \mu\text{m/LW}$ in Abhängigkeit von der Probendicke B

Probendicke B mm	Probentyp	Korngröße D µm	ΔK MNm ^{-3/2}
2,5	SEN	100	8,5
7,5	CT	100	10
12,7	CT	100	11

Tabelle 10: Legierung X-7075, 100 h 100 °C, Rißausbreitung im Vakuum; ΔK bei $1 \cdot 10^{-3} \mu\text{m/LW}$ in Abhängigkeit von der Probendicke B

Legierung	Probendicke B mm	Proben- typ	Korngröße D µm	ΔK MNm ^{-3/2}
Ti-10 Gew.% Al	2	SEN	110	15,5
	12,7	CT	110	23
Ti-8,6 Gew.% Al	2	SEN	100	17
	12,7	CT	100	17

Tabelle 11: Ti-Al₃Legierungen, Rißausbreitung im Vakuum; ΔK bei $1 \cdot 10^{-3} \mu\text{m/LW}$ in Abhängigkeit von der Probendicke B nach Abschrecken und Auslagern (Ti-10Al) und nach Gleichgewichtsabkühlung (Ti-8,6Al)

8. Bilder

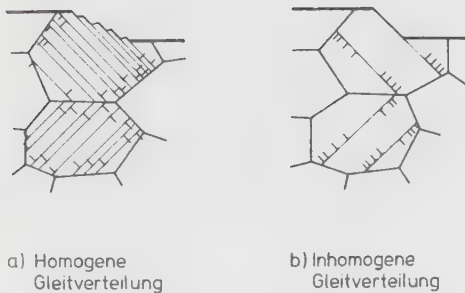


Bild 1 Homogene und inhomogene Gleitverteilung, schematisch [28]

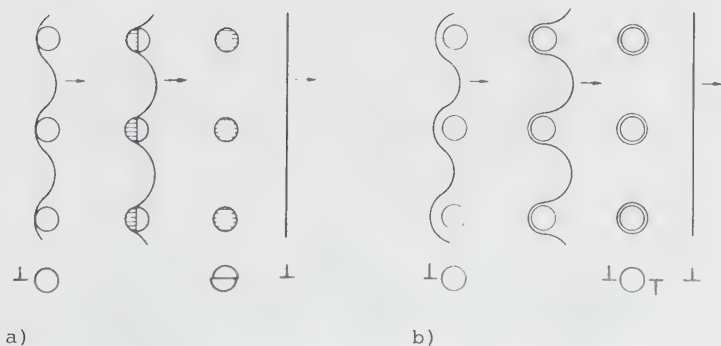


Bild 2 Mechanismen der Teilchen-Versetzungs-Wechselwirkung, schematisch [28]

- a) Durchschneidmechanismus
- b) Umgebungsmechanismus

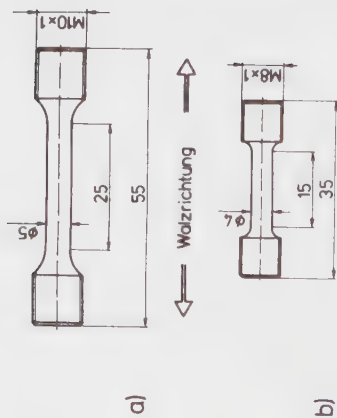


Bild 3 Abmessungen der verwendeten Zugproben
 a) Zugprobe für die Legierung X-7075
 b) Zugprobe für die Legierungen 7075 und 7475

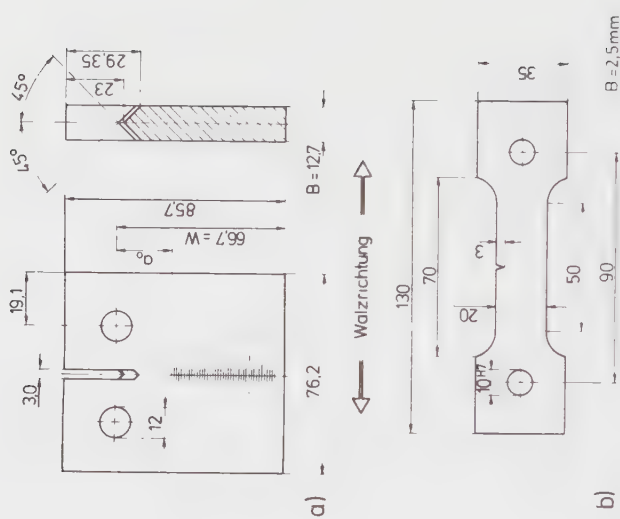
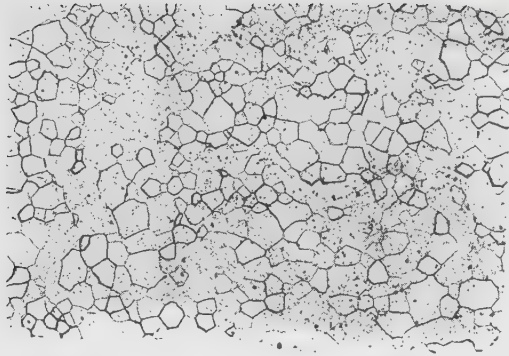
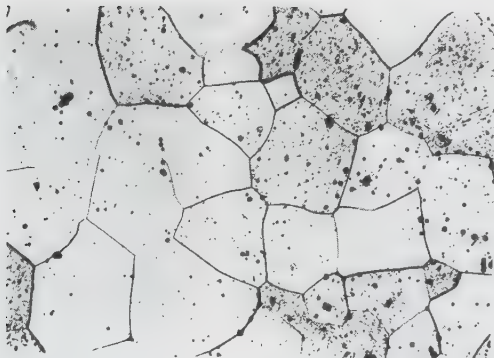


Bild 4 Abmessungen der Proben für Ribbausbreitungsversuche
 a) CT-Probe
 b) SEN-Probe



a)

100 μm



b)

100 μm

Bild 5 Gefüge der Legierung X-7075_I,
LM-Aufnahmen

a) Korngröße $D = 46 \mu\text{m}$

b) Korngröße $D = 200 \mu\text{m}$

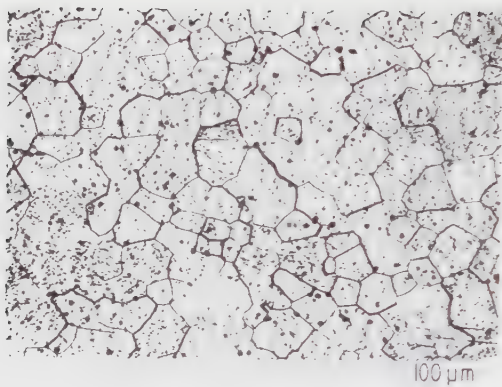


Bild 6 Gefüge der Legierung X-7075_{II}, Korngröße $D = 100 \mu\text{m}$, LM-Aufnahme



a)

0,5 μm



b)

0,2 μm

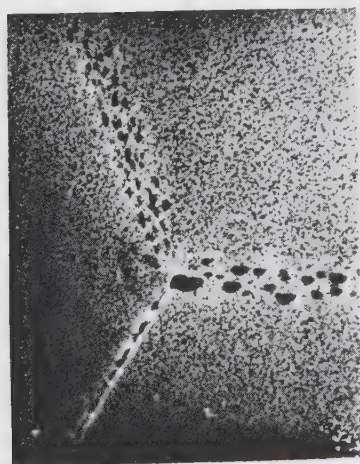
Bild 7 Mikrostruktur der Legierung X-7075_{II}, 100 h 100 °C, TEM-Aufnahmen

- a) Korngrenzentrifelpunkt
- b) Korngrenzenausscheidungen



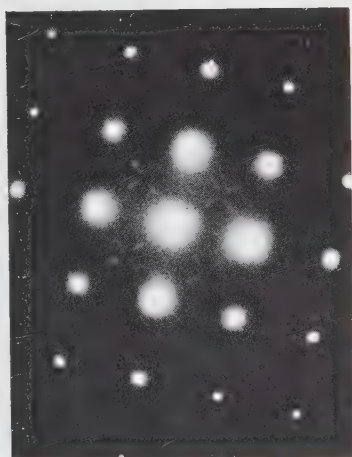
0,5 μm

Bild 8 Mikrostruktur der Legierung X-7075_I, 20 h 160 °C,
TEM-Aufnahme



a)

0,5 μm



b)

Bild 9 Mikrostruktur der Legierung X-7075_{II}, 70 h 160 °C,
TEM-Aufnahmen

- a) Korngrenztripelpunkt
- b) Beugungsbild der Matrix mit Zusatzreflexen von η'-
Teilchen



Bild 10 Gefüge der Legierung 7075,
LM-Aufnahme

WR = Walzrichtung

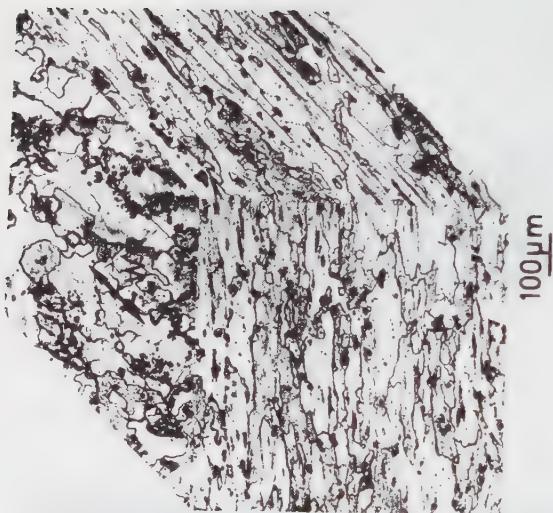
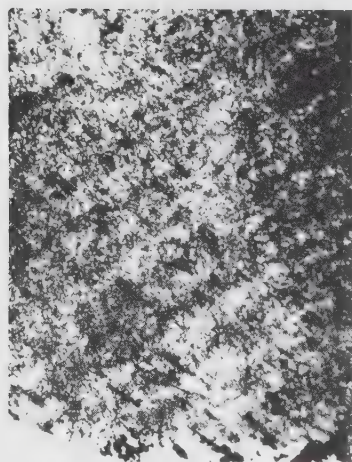


Bild 11 Gefüge der Legierung 7475,
LM-Aufnahme

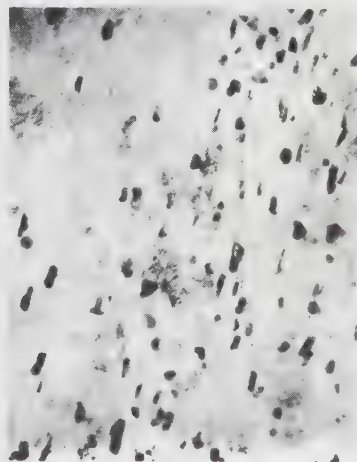


Bild 12 Legierung 7075, 1 h 100 °C, $\psi = 0$; Form und Verteilung der inkohärenten Cr-reichen Teilchen; TEM-Aufnahme



a)

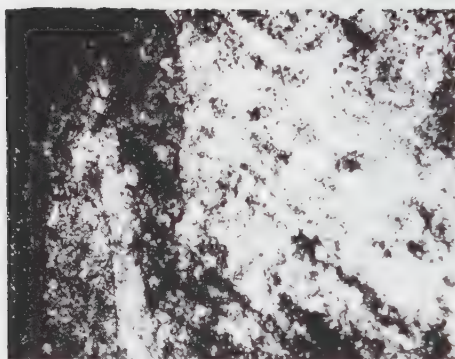
0,5 μm



b)

0,2 μm

Bild 13 Legierung 7075, 1 h 100 °C; Mikrostruktur nach einer Vorverformung von $\psi = 0,105$; TEM-Aufnahmen



a)

0,5 μm



b)

0,5 μm

Bild 14 Legierung 7075, 1 h 100 °C; Mikrostruktur nach einer Vorverformung von $\psi = 0,223$; TEM-Aufnahmen

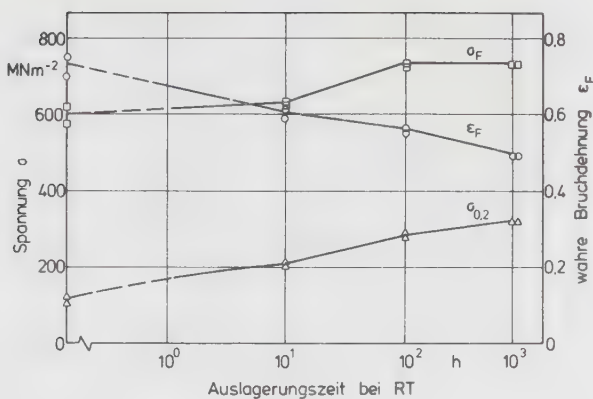


Bild 15 Legierung X-7075_{II}; mechanische Kennwerte aus Zugversuchen in Abhängigkeit_{II} von der Auslagerungszeit bei Raumtemperatur (RT)

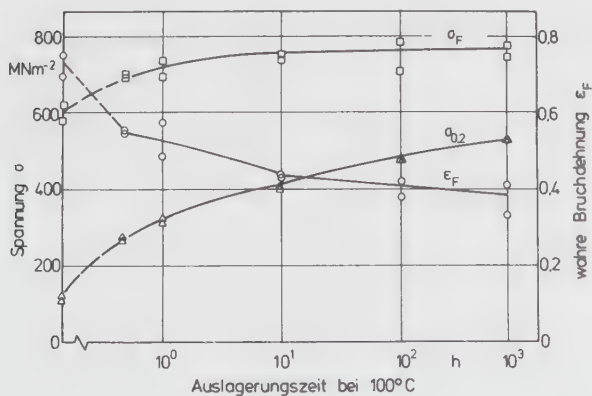


Bild 16 Legierung X-7075_{II}; mechanische Kennwerte aus Zugversuchen in Abhängigkeit_{II} von der Auslagerungszeit bei 100 °C

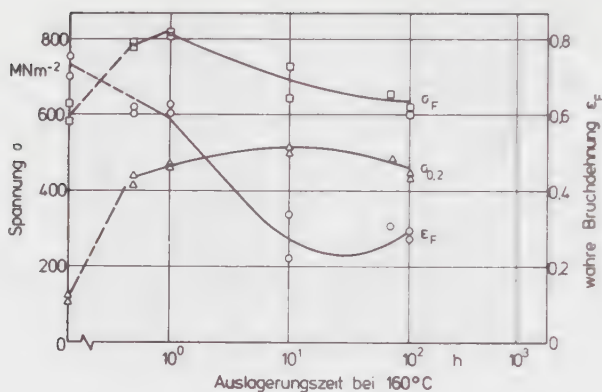


Bild 17 Legierung X-7075 II; mechanische Kennwerte aus Zugversuchen in Abhängigkeit II von der Auslagerungszeit bei 160 °C

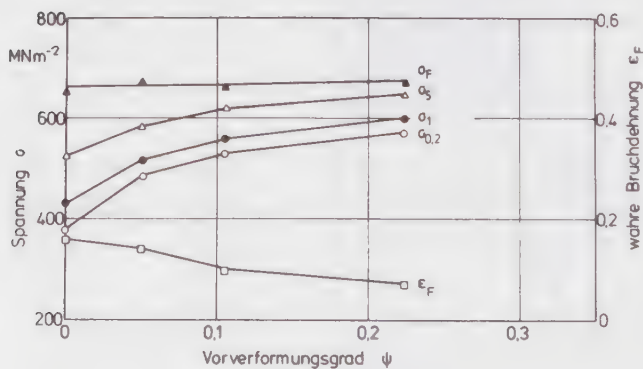


Bild 18 Legierung 7075, 1 h 100 °C; Zugkennwerte in Abhängigkeit vom Vorverformungsgrad ψ

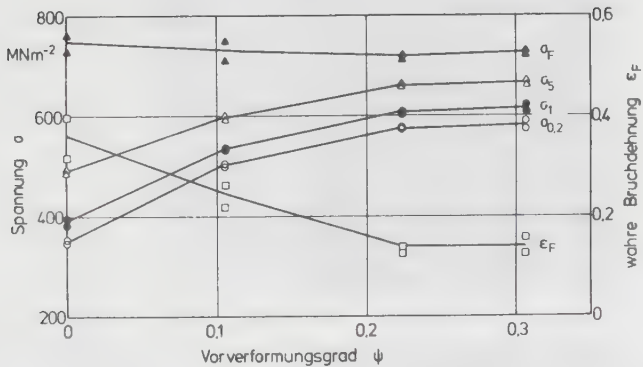


Bild 19 Legierung 7475, 1 h 100 °C; Zugkennwerte in Abhängigkeit vom Vorverformungsgrad ψ

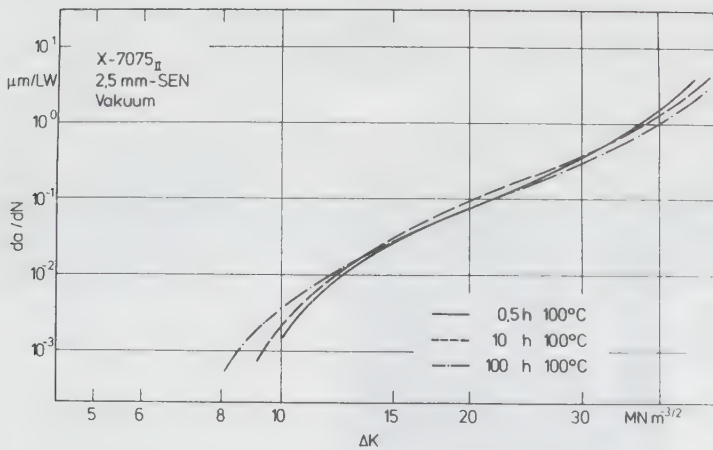
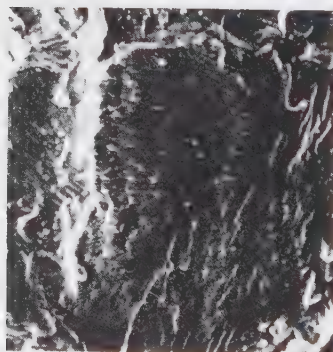


Bild 20 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung X-7075_{II}; 0,5 h, 10 h und 100 h 100 °C, Vakuum

RAR →



50 μm



50 μm



50 μm

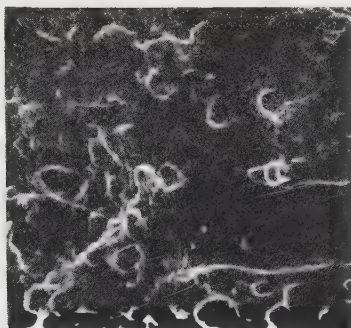
c)

b)

Bild 21 Legierung X-7075_{II}, Vakuum; Bruchflächen (REM)

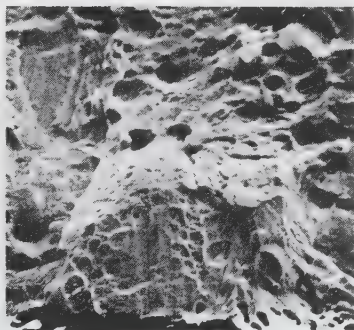
- a) 0,5 h 100 °C; $\Delta K = 10 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,001 \text{ μm/LW}$
 b) 10 h 100 °C; $\Delta K = 9,2 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,001 \text{ μm/LW}$
 c) 100 h 100 °C; $\Delta K = 8,2 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,001 \text{ μm/LW}$

RAR = Rißausbreitungsrichtung



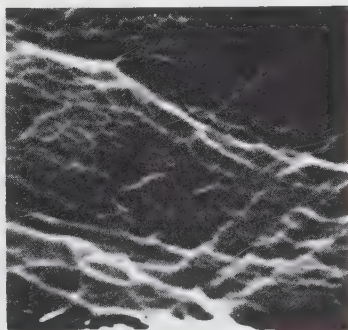
50 μm

Bild 22 Legierung X-7075_{II}, 10 h 100 °C, Vakuum, Bruchfläche (REM);
 $\Delta K = 20 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,1 \text{ }\mu\text{m/LW}$



a)

50 μm



b)

2 μm

Bild 23 Legierung X-7075_{II}, 0,5 h 100 °C, Vakuum, Bruchflächen (REM);
 Gewaltbruch

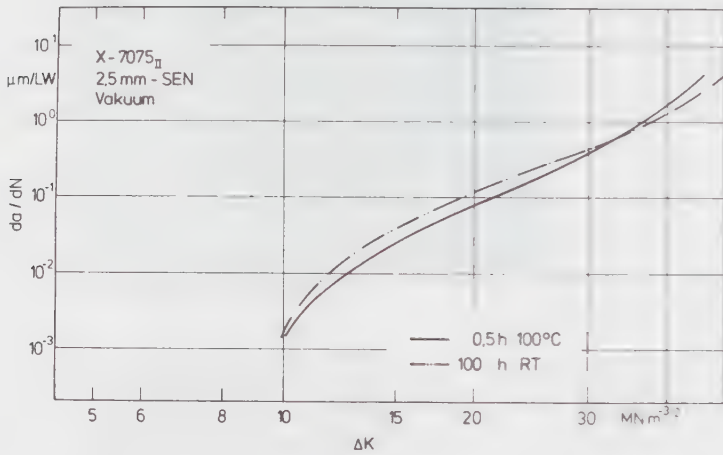


Bild 24 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung X-7075_{II}, 0,5 h 100 °C und 100 h RT, Vakuum

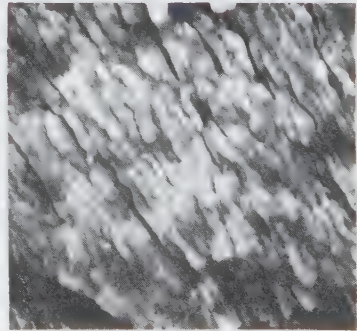
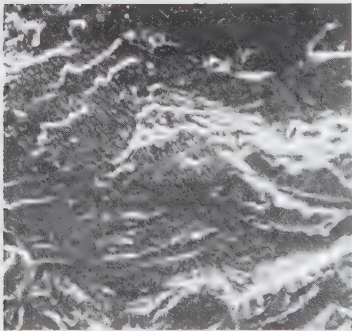


Bild 25 Legierung X-7075_{II}, 100 h RT, Vakuum, Bruchflächen (REM); $\Delta K = 10 \text{ MN m}^{-3/2}$, $da/dN = 0,0012 \text{ } \mu\text{m/LW}$

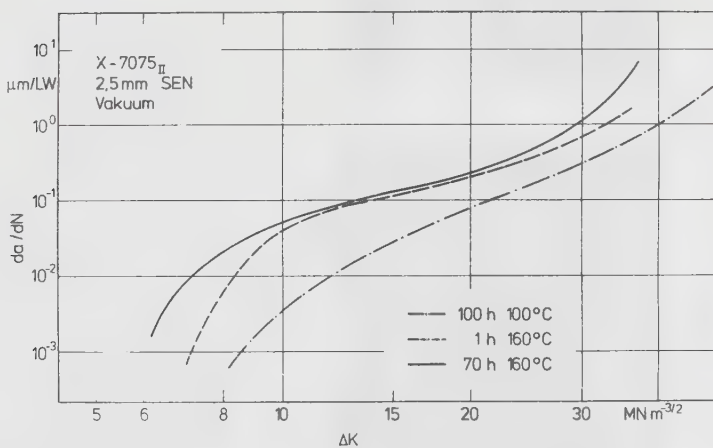
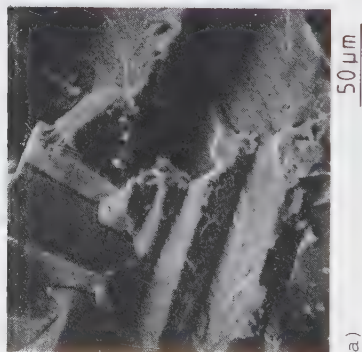


Bild 26 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung X-7075 II, 100 h 100 °C,
 1 h 160 °C und 70 h 160 °C, Vakuum

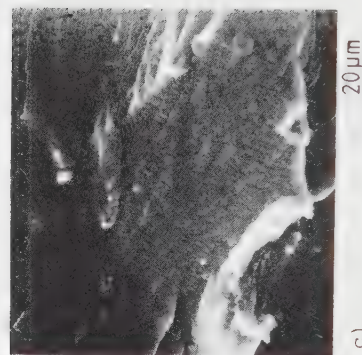
RAR



a)



b)



c)

Bild 27 Legierung X-7075_{II}, Vakuum; Bruchflächen (REM)

- a) 100 h 100 °C; $\Delta K = 8,2 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,001 \text{ } \mu\text{m/LW}$
 b) 1 h 160 °C; $\Delta K = 7,0 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,001 \text{ } \mu\text{m/LW}$
 c) 70 h 160 °C; $\Delta K = 6,0 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,0012 \text{ } \mu\text{m/LW}$

RAR = Rißausbreitungsrichtung

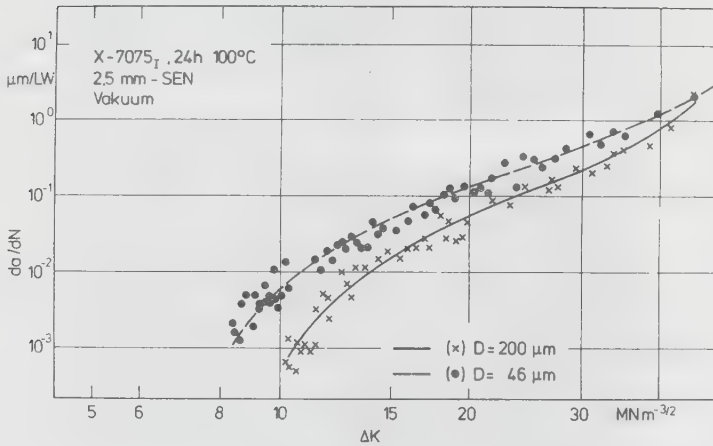


Bild 28 $\text{da/dN} = f(\Delta K)$, Legierung X-7075_T, 24 h 100 °C,
 Korngröße D = 46 μm und D = 200 μm, Vakuum

RAR

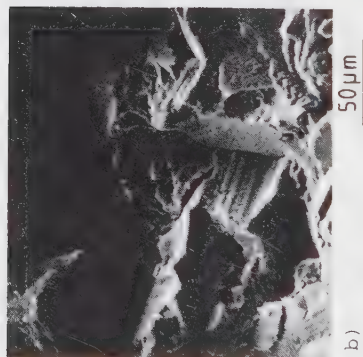


Bild 29 Legierung X-7075_I, 24 h 100 °C, Vakuum; Bruchflächen (REM)

a) $D = 46 \mu\text{m}$; $\Delta K = 8,7 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,002 \mu\text{m/LW}$

b) $D = 46 \mu\text{m}$; $\Delta K = 10,4 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,009 \mu\text{m/LW}$

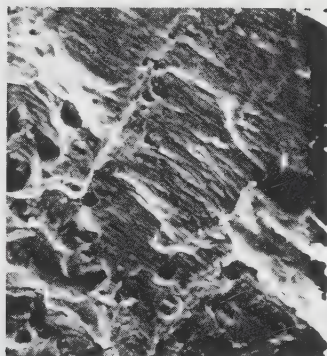
c) $D = 200 \mu\text{m}$; $\Delta K = 10,5 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,001 \mu\text{m/LW}$

RAR = Rißausbreitungsrichtung

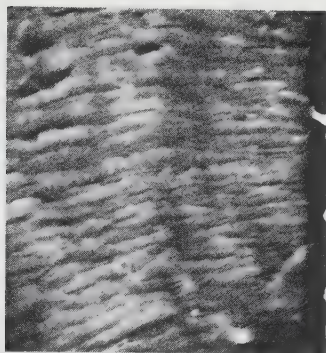
RAR



a)



b)



c)

Bild 30 Legierung X-7075_I, 24 h 100 °C, Vakuum; Bruchflächen (REM)

a) $D = 46 \mu\text{m}$; $\Delta K = 30 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,5 \mu\text{m/LW}$

b) $D = 200 \mu\text{m}$; $\Delta K = 41 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 1,4 \mu\text{m/LW}$

c) $D = 200 \mu\text{m}$; $\Delta K = 41 \text{ MNm}^{-3/2}$, Abstand der Ermüdungslinien etwa $1,9 \mu\text{m}$

RAR = Rißausbreitungsrichtung

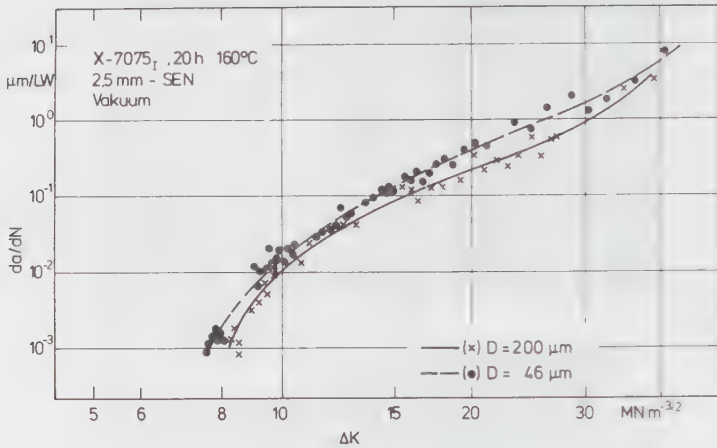
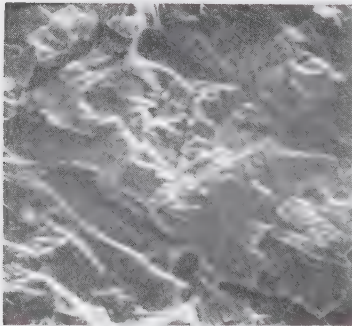
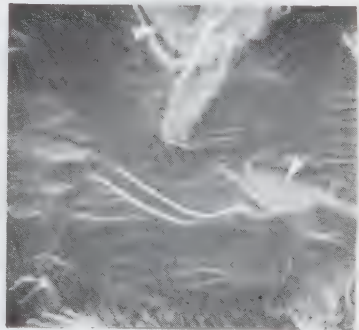


Bild 31 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung X-7075_I, 20 h 160 °C, Korngröße D = 46 μm und D = 200 μm, Vakuum



50 μm

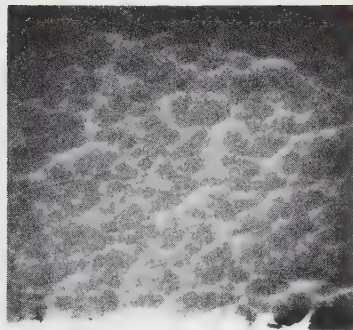


50 μm

Bild 32 Legierung X-7075_I, 20 h 160 °C, Vakuum, Bruchflächen (REM);
a) D = 46 μm; $\Delta K = 7,5 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,0015 \text{ μm/LW}$
b) D = 200 μm; $\Delta K = 8,2 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,001 \text{ μm/LW}$
Anteile von Korngrenzenbruch (Pfeil)



100 μm



5 μm

Bild 33 Legierung X-7075_I, 20 h 160 °C, D = 200 μm, Vakuum
Bruchfläche (REM)

- a) Korngrenzenbruch, $\Delta K = 35 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 2 \text{ μm/LW}$
b) Grübchen auf Kornfläche

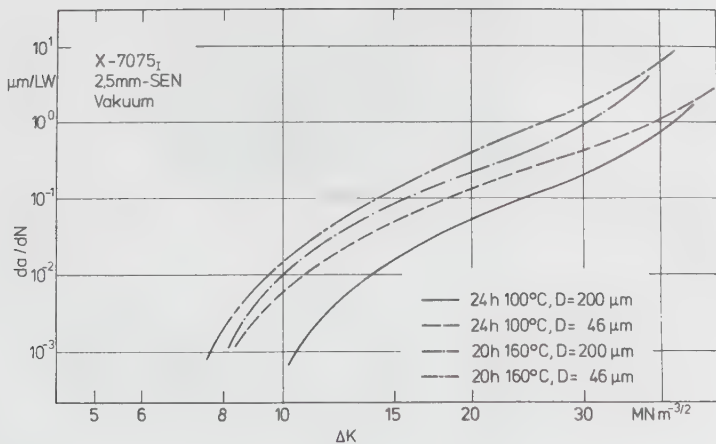


Bild 34 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung X-7075_I, Vakuum;
Zusammenstellung der Rißausbreitungskurven

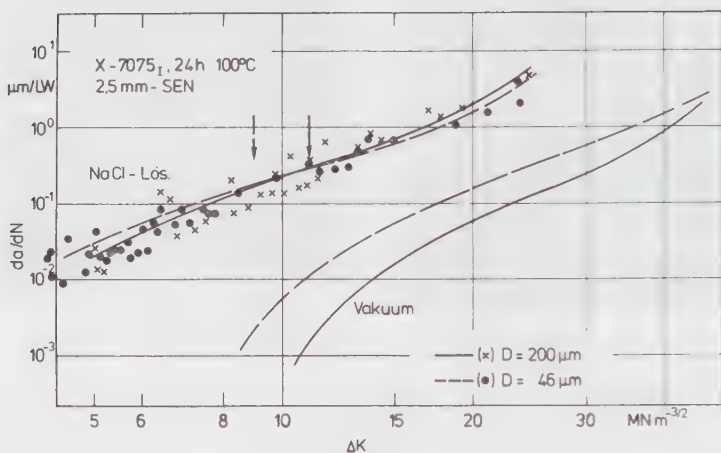


Bild 35 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung X-7075_T, 24 h 100 °C; Vakuum und 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung

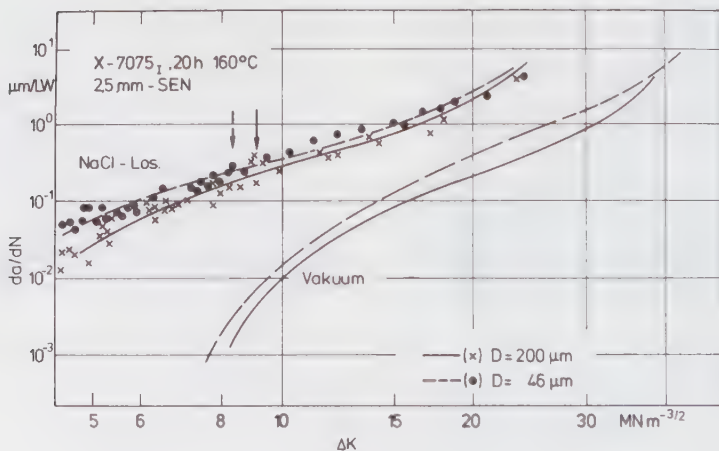
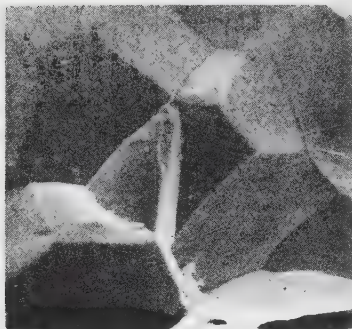
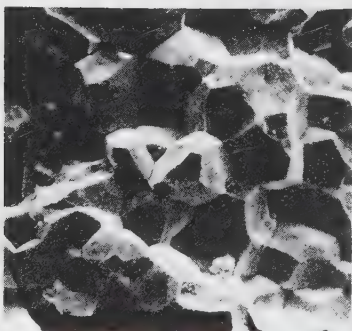


Bild 36 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung X-7075_T, 20 h 160 °C; Vakuum und 3,5 %ige Natriumchloridlösung



a)

50 μm



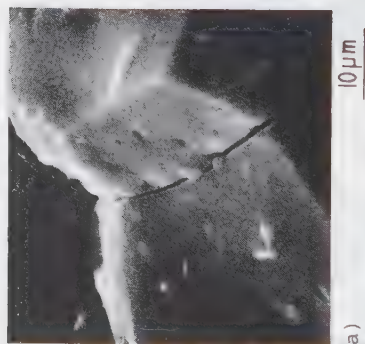
b)

50 μm

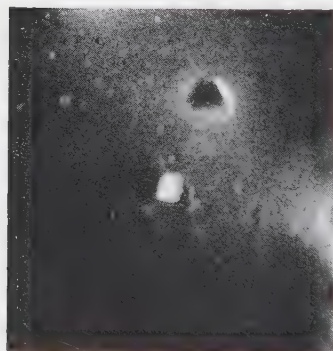
Bild 37 Legierung X-7075_T, 24 h 100 °C; 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung; Bruchflächen (REM)

a) $D = 200 \mu\text{m}$; $\Delta K = 5,0 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,02 \mu\text{m/LW}$

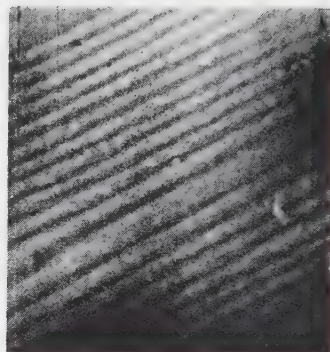
b) $D = 46 \mu\text{m}$; $\Delta K = 3,5 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,015 \mu\text{m/LW}$



a)



b)



c)

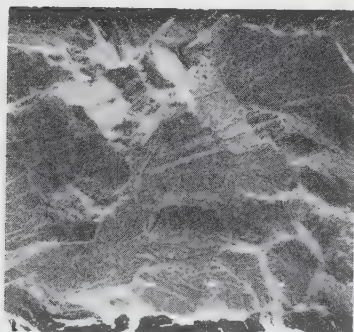
Bild 38 Legierung X-7075_I, 24 h 100 °C, D = 200 μm, 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung;
Bruchflächen (REM)

- a) $\Delta K = 5 \text{ MNm}^{-3/2}$,
aufgerissene Korngrenze mit inkohärenten Korngrenzenteilchen
(Verunreinigungseinschlüsse)
- b) $\Delta K = 7 \text{ MNm}^{-3/2}$,
Kornfläche mit inkohärenten Korngrenzenteilchen
(Verunreinigungseinschlüsse)
- c) $\Delta K = 9 \text{ MNm}^{-3/2}$,
Kornfläche mit Ermüdungslinien



a)

100 μm



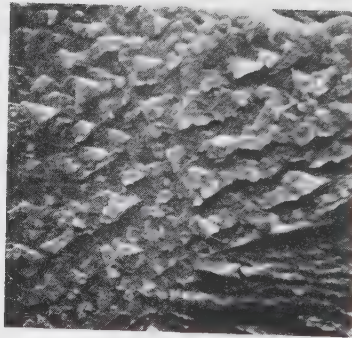
b)

100 μm

Bild 39 Legierung X-7075_I, D = 200 μm, 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung; Bruchflächen (REM)

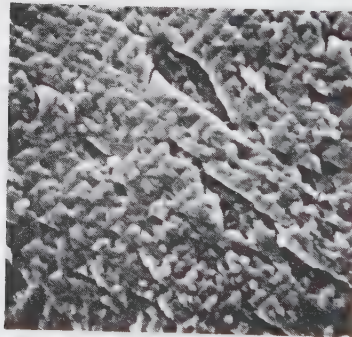
a) 24 h 100 °C; $\Delta K = 14 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,4 \text{ μm/LW}$

b) 20 h 160 °C; $\Delta K = 13 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,4 \text{ μm/LW}$



a)

10 μm



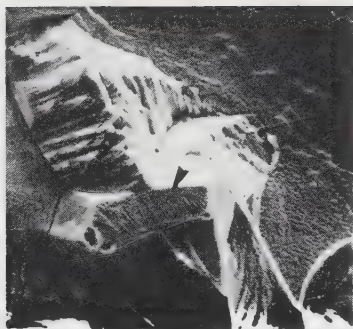
b)

20 μm

Bild 40 Legierung X-7075_r, 24 h 100 °C, 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung; Bruchflächen (REM)

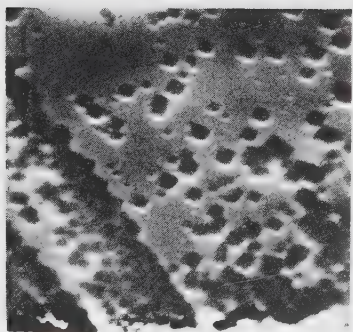
a) $D = 46 \mu\text{m}$; $\Delta K = 20 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 1,35 \mu\text{m/LW}$,
transkristalline Bruchfläche

b) $D = 200 \mu\text{m}$; $\Delta K = 25 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 4 \mu\text{m/LW}$,
Ermüdungslinien



a)

50 μm



b)

5 μm

Bild 41 X-7075_I, 24 h 100 °C, D = 200 μm, 3,5 %ige Natrium-
chlorid-Lösung
(100)-Ätzgrübchen auf transkristalliner Bruchfläche (Pfeil)

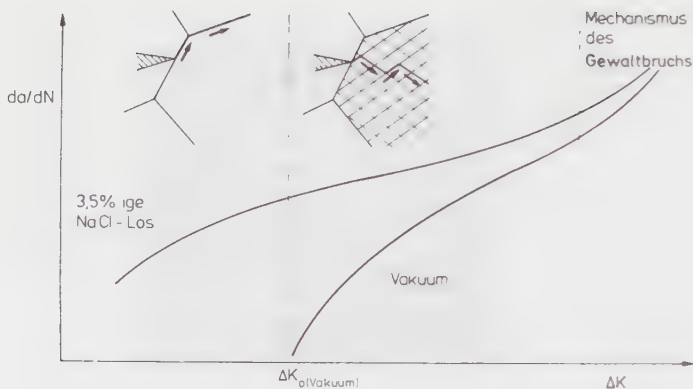


Bild 42 Mechanismen der Rißausbreitung im Vakuum und im korrosiven Medium (schematisch)

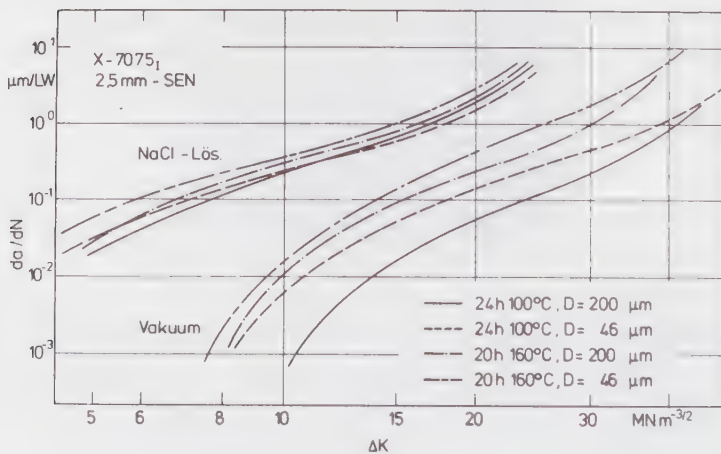


Bild 43 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung X-7075_I, Vakuum und 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung; Zusammenstellung der Rißausbreitungskurven

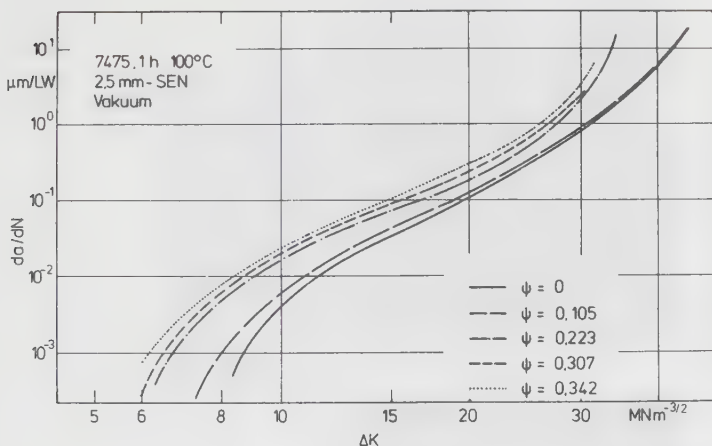


Bild 44 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung 7475, 1 h 100 °C;
unterschiedliche Vorverformungsgrade ψ , Vakuum

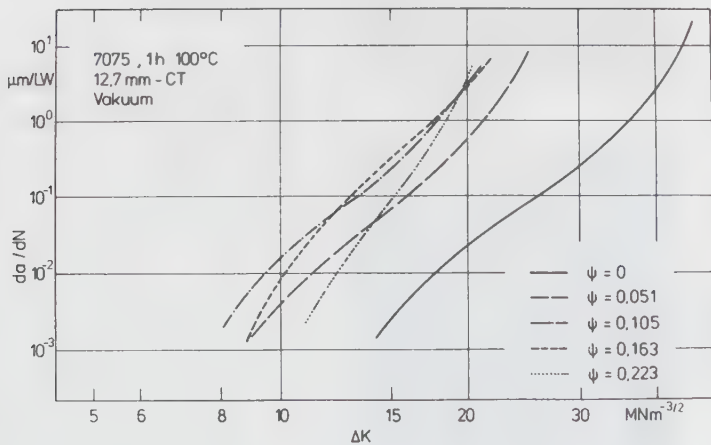


Bild 45 $da/dN = f(\Delta K)$, Legierung 7075, 1 h 100 °C;
unterschiedliche Vorverformungsgrade ψ , Vakuum

RAR →



RAR →

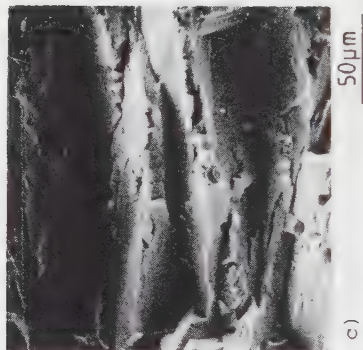
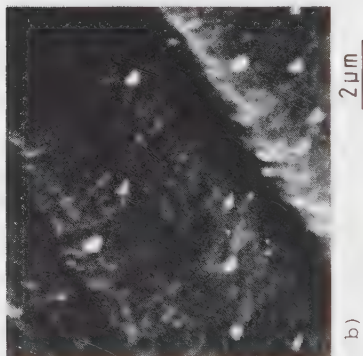


Bild 46 Legierung 7475, 1 h 100 °C, Vakuum; Bruchflächen (REM)

a) $\psi = 0$; $\Delta K = 8,3 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,0006 \text{ µm/LW}$

b) $\psi = 0$; $\Delta K = 8,3 \text{ MNm}^{-3/2}$, Cr-reiche Teilchen und Grübchen auf Gleitstufen

c) $\psi = 0,342$; $\Delta K = 6 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,0007 \text{ µm/LW}$

RAR = Rißausbreitungsrichtung



a)

50 μm



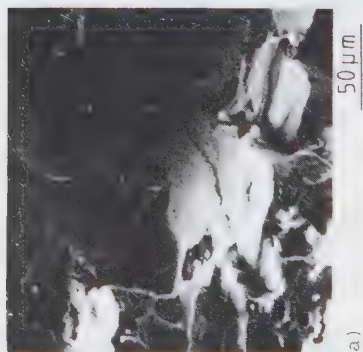
b)

20 μm

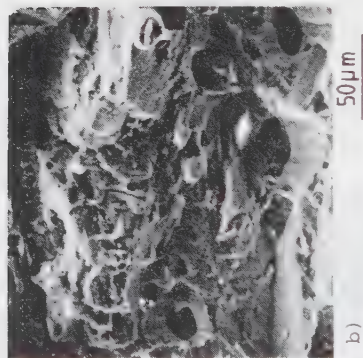
Bild 47 Legierung 7075, 1 h 100 °C, Vakuum; Bruchflächen (REM)

a) $\psi = 0$; $\Delta K = 17 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,0023 \text{ } \mu\text{m}/\text{LW}$

b) $\psi = 0,223$; $\Delta K = 11,3 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,0033 \text{ } \mu\text{m}/\text{LW}$



a)



b)



c)

Bild 48 Legierung 7075, 1 h 100 °C, Vakuum; Bruchflächen (REM)

- a) $\psi = 0$; $\Delta K = 20 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,02 \text{ } \mu\text{m/LW}$
 b) $\psi = 0,051$; $\Delta K = 20 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,5 \text{ } \mu\text{m/LW}$
 c) $\psi = 0,223$; $\Delta K = 20 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 3 \text{ } \mu\text{m/LW}$

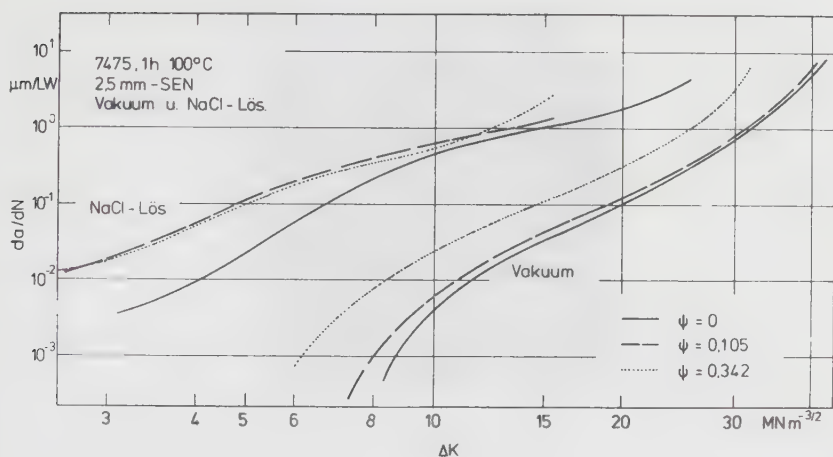


Bild 49 $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$, Legierung 7475, 1 h 100 °C, unterschiedliche Vorverformungsgrade ψ , Vakuum und 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung

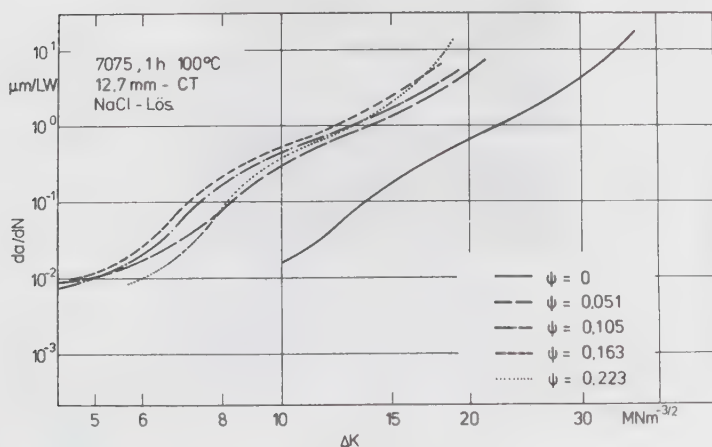
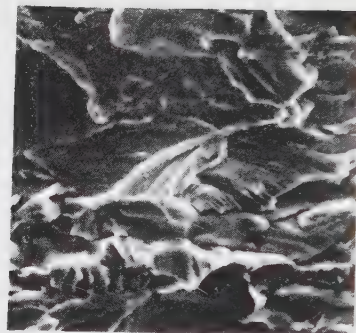


Bild 50 $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$, Legierung 7075, 1 h 100 °C, unterschiedliche Vorverformungsgrade ψ , 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung



a)

20 μm



b)

20 μm

Bild 51 Legierung 7475, 1 h 100 °C, 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung; Bruchflächen (REM)

a) $\psi = 0$; $\Delta K = 4,3 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,02 \text{ μm/LW}$

b) $\psi = 0,342$; $\Delta K = 2,3 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,01 \text{ μm/LW}$

Anteile von Korngrenzenbruch (Pfeile)

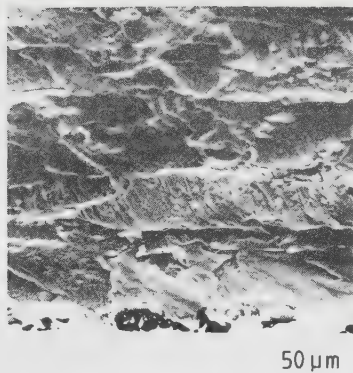


Bild 52 Legierung 7075, 1 h 100 °C, $\psi = 0$, 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung; Bruchfläche (REM)
 $\Delta K = 11,4 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,03 \text{ μm/LW}$

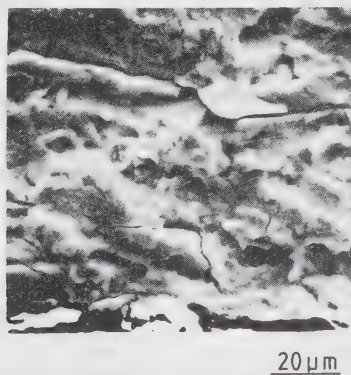


Bild 53 Legierung 7475, 1 h 100 °C, $\psi = 0,342$, 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung; Bruchfläche (REM)
 $\Delta K = 16 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 2 \text{ μm/LW}$

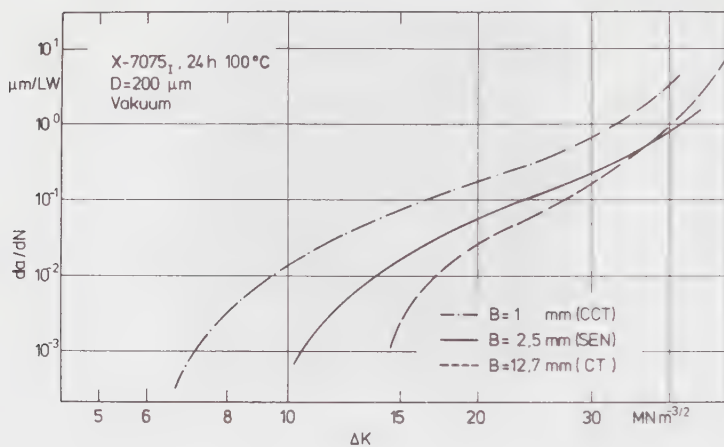


Bild 54 Einfluß der Probendicke B auf $da/dN = f(\Delta K)$;
 Legierung $X-7075_I$, 24 h 100 °C, $D = 200\text{ }\mu\text{m}$, Vakuum

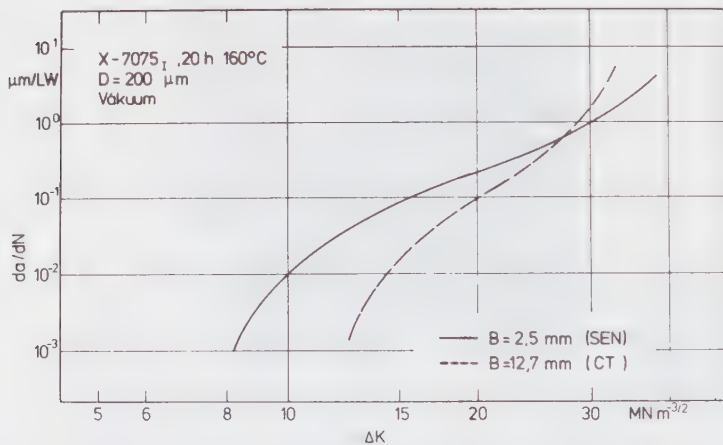


Bild 55 Einfluß der Probendicke B auf $da/dN = f(\Delta K)$;
 Legierung $X-7075_I$, 20 h 160 °C, $D = 200\text{ }\mu\text{m}$, Vakuum

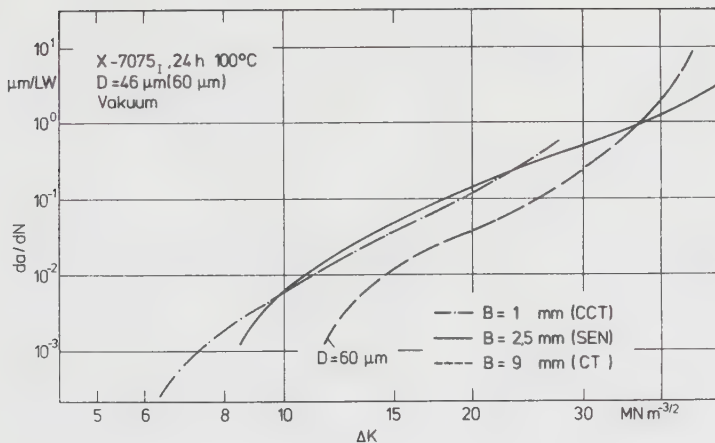


Bild 56 Einfluß der Probendicke B auf $da/dN = f(\Delta K)$;
 Legierung X-7075_I, 24 h 100 °C, kleines Korn, Vakuum

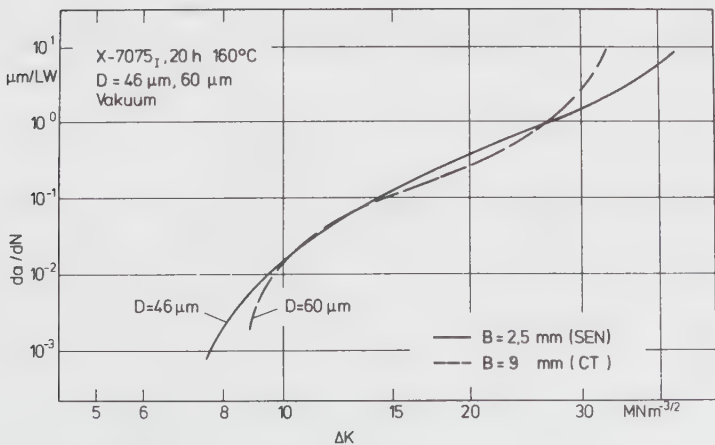


Bild 57 Einfluß der Probendicke B auf $da/dN = f(\Delta K)$;
 Legierung X-7075_I, 20 h 160 °C, kleines Korn, Vakuum

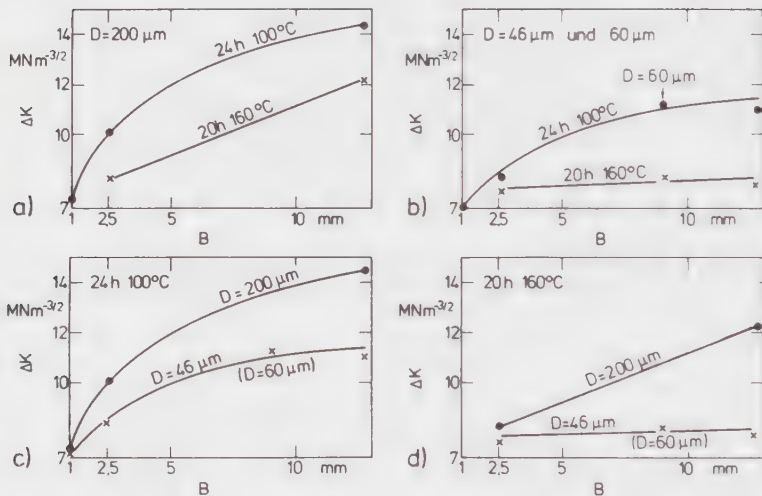


Bild 58 Legierung X-7075_T, Vakuum;
 ΔK bei $da/dN = 0,001\ \mu\text{m}/\text{LW}$ in Abhängigkeit von der
 Probendicke B .

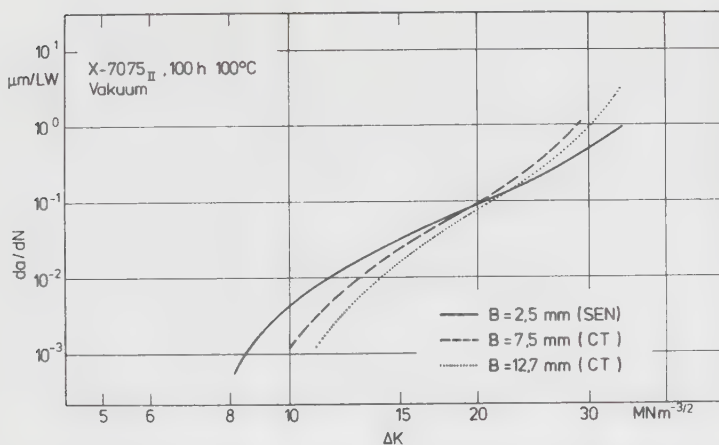


Bild 59 Einfluß der Probendicke B auf $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$;
 Legierung X-7075_{II}, 100 h 100 °C, D = 100 μm, Vakuum

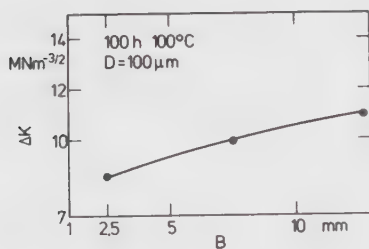


Bild 60 Legierung X-7075_{II}, 100 h 100 °C, D = 100 μm, Vakuum;
 ΔK bei $\frac{da}{dN} = 0,001 \mu\text{m/LW}$ in Abhängigkeit von der
 Probendicke B

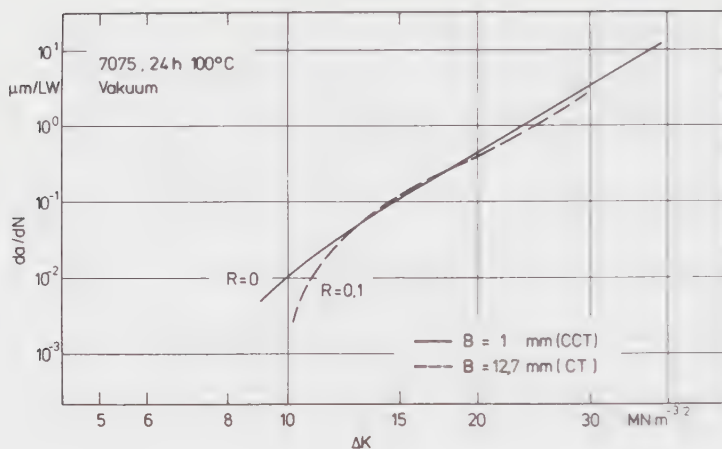


Bild 61 Einfluß der Probendicke B auf $da/dN = f(\Delta K)$;
Legierung 7075, 24 h 100 °C, Vakuum; nach [7, 67]

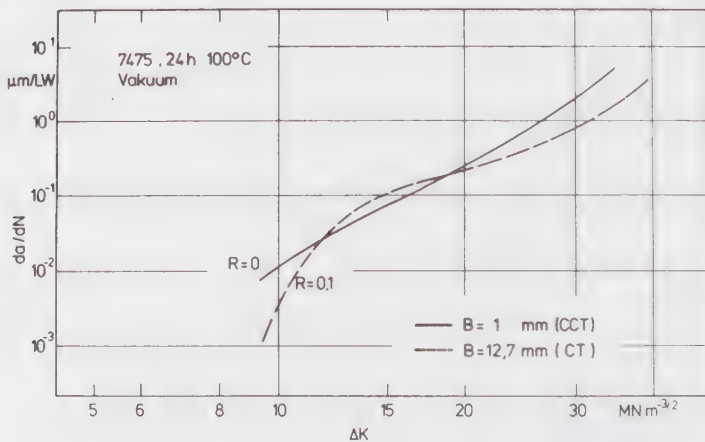


Bild 62 Einfluß der Probendicke B auf $da/dN = f(\Delta K)$;
Legierung 7475, 24 h 100 °C, Vakuum; nach [7, 67]

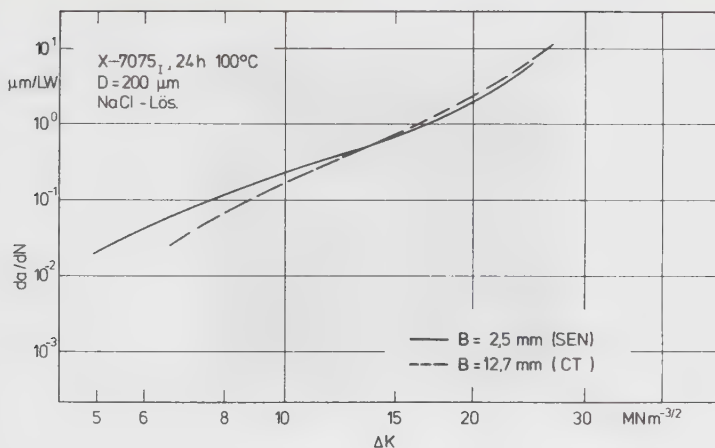


Bild 63 Einfluß der Probendicke B auf $da/dN = f(\Delta K)$; Legierung X-7075_I, 24 h 100 °C, D = 200 μm, 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung

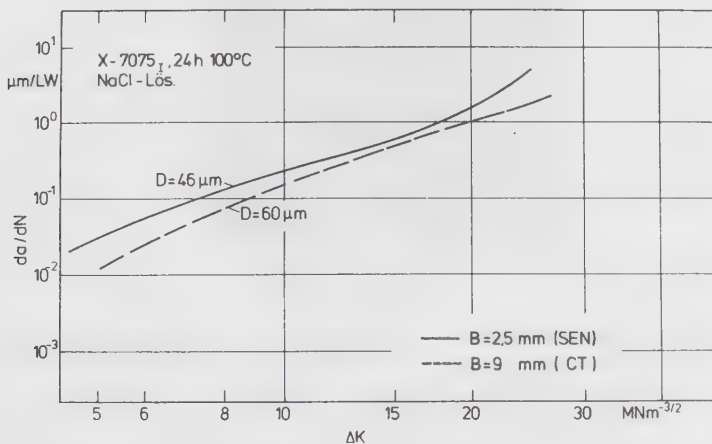


Bild 64 Einfluß der Probendicke B auf $da/dN = f(\Delta K)$; Legierung X-7075_I, 24 h 100 °C, kleines Korn, 3,5 %ige Natriumchlorid-Lösung



a)

50 μm



b)

50 μm

Bild 65 Legierung X-7075, 24 h 100 °C, D = 200 μm, Vakuum;
Bruchflächen von I Proben unterschiedlicher Dicke bei
etwa gleichem da/dN

a) Probendicke B = 2,5 mm

$\Delta K = 13,3 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,01 \text{ μm/LW}$

b) Probendicke B = 12,7 mm

$\Delta K = 20,8 \text{ MNm}^{-3/2}$, $da/dN = 0,016 \text{ μm/LW}$

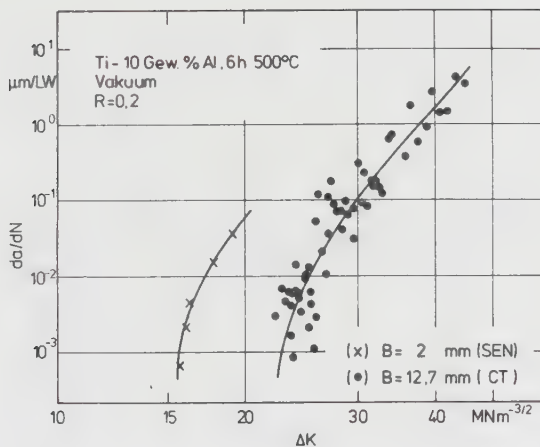


Bild 66 Einfluß der Probendicke B auf $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$.
 Legierung Ti-10Al, 6 h 500 °C, Vakuum

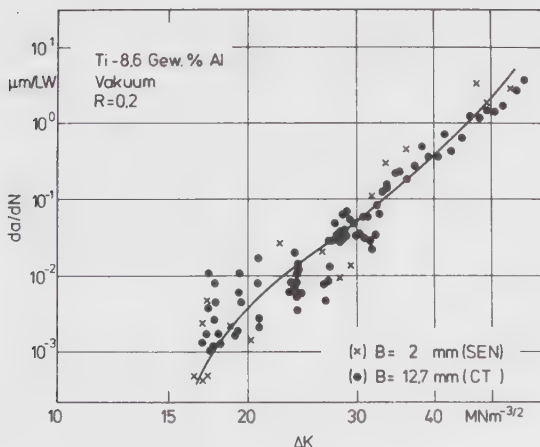


Bild 67 Einfluß der Probendicke B auf $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$.
 Legierung Ti-8,6Al, Gleichgewichtsabkühlung, Vakuum

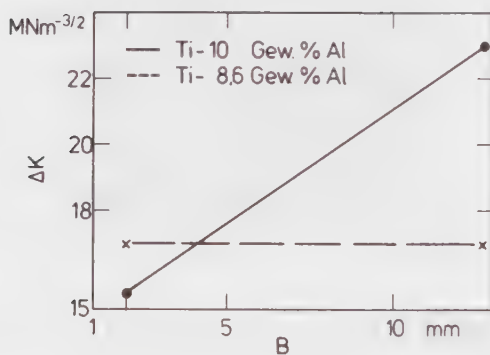


Bild 68 Ti-Al-Legierungen, Vakuum;
 ΔK bei $da/dN = 0,001 \mu\text{m}/\text{LW}$ in Abhängigkeit von der
 Probendicke B nach Abschrecken und Auslagern (Ti-10Al)
 und nach Gleichgewichtsabkühlung von der Homogenisie-
 rungstemperatur bis RT (Ti-8,6Al)

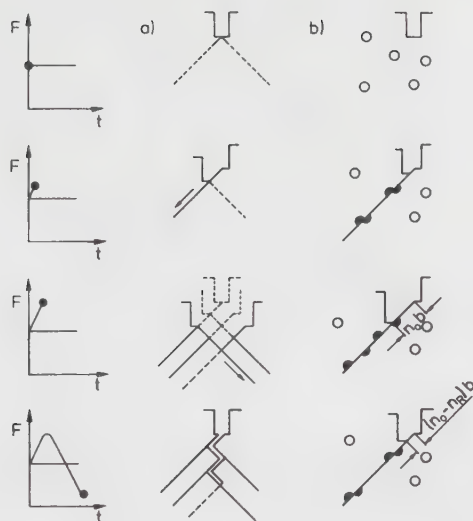


Bild 69 Rißausbreitung während eines Lastwechsels (schematisch); nach [5]

- a) Mikrostruktur mit homogener Gleitverteilung; Rißausbreitung in zwei Gleitsystemen und auf mehreren Gleitebenen.
- b) Mikrostruktur mit inhomogener Gleitverteilung; Rißausbreitung in einem Gleitsystem und auf einer Gleitebene.

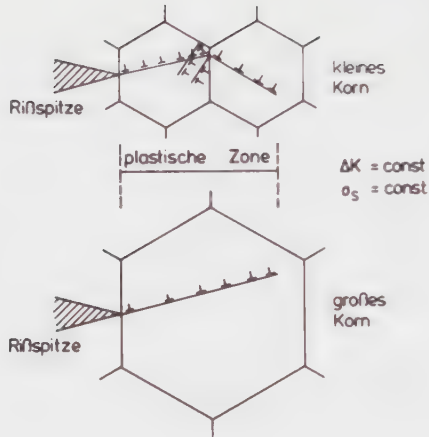


Bild 70 Einfluß der Korngröße auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit bei inhomogener Gleitverteilung mit Versetzungsaufstauungen (schematisch)

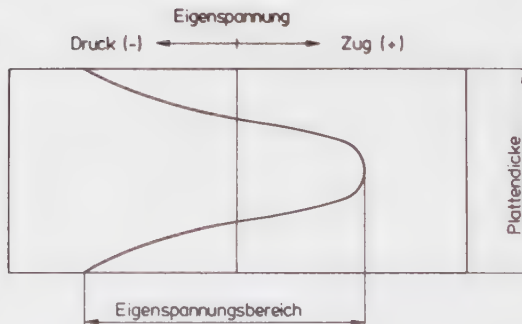


Bild 71 Eigenspannungsverteilung über die Dicke einer abgeschreckten Aluminium-Platte, schematisch, nach [85]

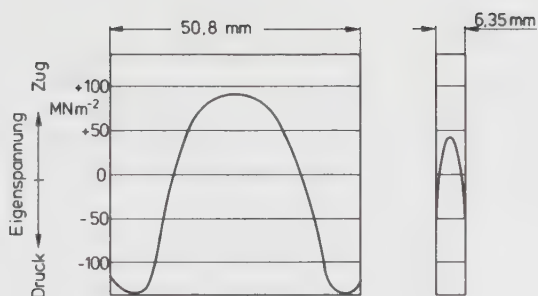


Bild 72 Gemessene Eigenspannungsverteilung in unterschiedlich dicken Platten der Legierung 7075 nach dem Abschrecken in kaltem Wasser und anschließender Auslagerung (T6); nach [85]

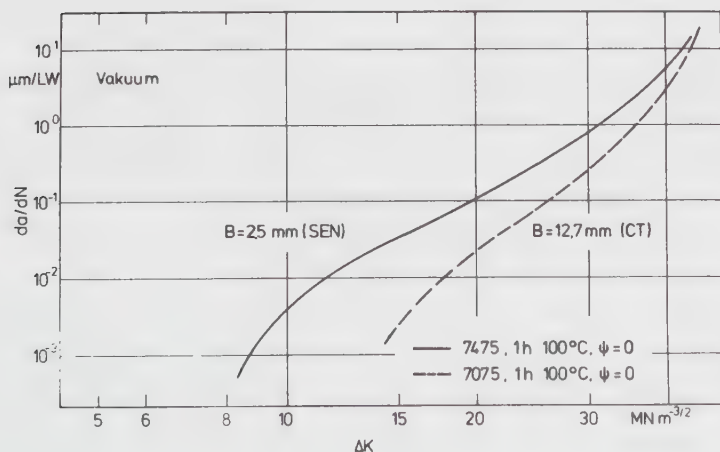


Bild 73 $da/dN = f(\Delta K)$; Vergleich der Rißausbreitungs-Kurven im Vakuum für die Legierung 7475, 1 h 100 °C, $\psi = 0$ und die Legierung 7075, 1 h 100 °C, $\psi = 0$, mit unterschiedlichen Probendicken B

Die vorliegende Arbeit wurde in der Zeit von September 1976 bis Mai 1979 am Institut für Werkstoff-Forschung der DFVLR in Köln durchgeführt.

Herrn Prof. Dr.rer.nat. G. Lütjering danke ich ganz besonders für die Anregung zu dieser Arbeit und seine stete Bereitschaft zu Diskussionen und neuen Impulsen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen danke ich für die Übernahme des Korreferats.

Herrn Dr.rer.nat. A. Gysler gilt mein Dank für den engen fachlichen Kontakt und viele fördernde Diskussionen.

Herrn Prof. Dr.rer.nat. W. Bunk danke ich für die Möglichkeit, diese Arbeit an seinem Institut durchzuführen.

Auch allen Institutsmitgliedern, die mich bei der Durchführung der Arbeit und bei der Fertigstellung des Manuskripts unterstützt haben, sei an dieser Stelle herzlich gedankt. Dies gilt besonders für Herrn J. Endrejat, der mir bei der Vorbereitung und Durchführung der Experimente eine große Hilfe war.

Mein Dank gilt auch dem Forschungszentrum der Schweizerischen Aluminium AG, Neuhausen, Schweiz und den Alcan Laboratories Ltd., Banbury, Großbritannien, von denen die in dieser Arbeit verwendete Laborlegierung kostenlos zur Verfügung gestellt wurde.

Lebenslauf

Name	Jürgen Lindigkeit
geboren am	22.11.1952
Geburtsort	Herne (NRW)
Vater	Kurt Lindigkeit, techn. Angestellter
Mutter	Hildegard Lindigkeit, geb. Brudereck, Hausfrau
1959 - 1963	Besuch der Volksschule in Herne
1963 - 1968	Besuch der Realschule in Herne
Juni 1968	Mittlere Reife
1968 - 1971	Besuch des Otto-Hahn-Gymnasiums in Herne
Mai 1971	Abitur
WS 1971 - SS 1976	Studium des allg. Maschinenbaus an der Ruhr-Universität Bochum
SS 1973	Diplomvorprüfung
SS 1976	Diplomhauptprüfung
SS 1976	Diplomarbeit am Institut für Werkstoffe der Abteilung für Maschinenbau Betreuer: Prof. Dr. G. Lütjering Thema: Hochtemperaturverformung von Titan- Aluminium-Legierungen
seit September 1976	Wiss. Mitarbeiter am Institut für Werkstoff- Forschung der Deutschen Forschungs- und Versuchsanstalt für Luft- und Raumfahrt (DFVLR) in Köln-Porz.

Druck: D. Gräbner, 8602 Altendorf - Tel. 09545 / 8791